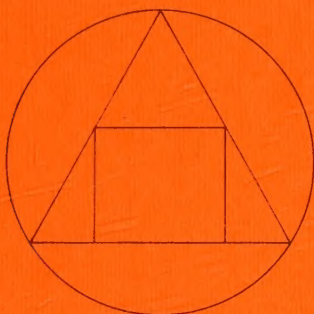


Transactions of
PRODUCTION AND MATERIALS ENGINEERING DIVISION
Lund Technical University
Lund, Sweden



DEFORMATIONALDRINGSKÄNSLIGHETEN I SVETSFÖRBAND

Utveckling av lämplig provningsmetod samt studier av deformations-
äldringskänsligheten i svetsförband av mikrolegerade svets-
konstruktionsstål

THE SUSCEPTIBILITY TO STRAIN AGEING IN WELDMENTS

Development of appropriate testing methodology and a study of the
susceptibility to strain ageing in weldments in mikro-alloyed
structural steels

Sten Bergh

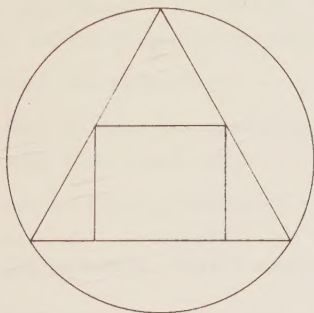
Lund 1973

Transactions of

PRODUCTION AND MATERIALS ENGINEERING DIVISION

Lund Technical University

Lund, Sweden



DEFORMATIONÅLDNINGSKÄNSLIGHETEN I SVETSFÖRBAND

Utveckling av lämplig provningsmetod samt studier av deformations-
åldningskänsligheten i svetsförband av mikrolegerade svets-
konstruktionsstål

THE SUSCEPTIBILITY TO STRAIN AGEING IN WELDMENTS

Development of appropriate testing methodology and a study of the
susceptibility to strain ageing in weldments in mikro-alloyed
structural steels

Sten Bergh

Lund 1973

De experimentella arbetena i denna undersökning har utförts vid
Domnarvets Jernverk. Jag ber att få tacka ledningen för Domnarvets
Jernverk för att jag får publicera resultaten.

Domnarvet maj 1973

Sten Berg



Innehållsförteckning

	sid
Sammanfattning	
på svenska	1
på engelska (summary)	3
Klarläggande av problemställningen. Inriktning av undersökningen.	5
Kort behandling av fenomenet deformationsåldring i stål speciellt med hänsyn till faktorer av betydelse för det utvecklade deformationsåldringsprovet.	7
Deformationsåldringsprovning.	21
Beskrivning av deformationsåldringsprovet medelst hårdhetsmätning för svetsförband.	23
Diskussion av förutsättningarna att genom hårdhetsmätning kunna bestämma ett svetsförbands känslighet för deformationsåldring.	27
Val av åldringstemperatur.	30
Genomförda försök.	32
Uppmätning av temperaturförloppet i svetsförband och omgivande material vid pulverbågs svetsning.	34
Strukturundersökning.	37
Upptagning av kväve ur luften i anslutning till pulverbågs svetsning.	41
Genomförda försök för studium av kväveupptagning vid pulverbågs svetsning.	43
Bestämning av deformationsåldringskänsligheten i svetsförband.	46
Diskussion av resultaten.	53
Kemiska analyser i svets och svetsförband.	53
Undersökning av stålen med det speciellt utvecklade deformationsåldringsprovet.	54
Deformationsåldringsförsprödning.	62
Slutledning	66
Referenser	68



Digitized by the Internet Archive
in 2026

Sammanfattning

Befintliga provningsmetoder för bestämning av deformationsåldring är inte speciellt lämpade för detaljerad kartläggning av deformationsåldringskänsligheten i så komplexa material som svetsförband.

Undersökningen har därför först inriktats på att utveckla en enkel, invändningsfri provningsmetod för ändamålet. Därefter har en kartläggning genomförts beträffande deformationsåldringskänsligheten hos svetsförband i på olika sätt stabiliserade svetskonstruktionsstål av kol-mangantyp. En frågeställning som man kan önska svar på är om olika finkornbildare i grundmaterialen ger skiljaktiga mönster i deformationsåldringskänslighet i svetsförbanden. Vidare är av intresse att studera kolets roll i eventuell deformationsåldring eftersom flera av de vanliga finkornbildarna främst är nitridbildare.

Principen för den utvecklade metoden är mikrohårdhetsmätning på en preparerad yta i en stukad sektion av svetsförbandet före och efter åldring. För att provet skall efterlikna förhållandena i svetsförband har två olika åldringstemperaturer använts. Den lägre, som är 60°C är representativ för de yttre delarna av den värmepåverkade zonen och för det opåverkade grundmaterialet. Denna temperatur innebär accelererad rumstemperaturåldring. Den högre åldringstemperaturen 200°C anknyter bättre till vad som kan tänkas ske i blandsvetsgods och närbelägna delar av den värmepåverkade zonen. Vid denna temperatur upplöses i viss grad utskilt kol i ferriten. En metallfysikalisk diskussion kring provningsförfarandet har genomförts.

Av denna och utförda provningar har framgått, att provet är praktiskt och att mätvärdena ger en rätt bild av deformationsåldringsegenskaperna i förbandens olika delar.

En serie provningar på likartat utförda svetsförband i ostabiliserat och med olika finkornelement (Al, V, Nb, Nb + Al) stabiliserade svetskonstruktionsstål visar känslighet för kraftig åldring i blandsvetsgoods och närbelägna delar av värmepåverkad zon oberoende av grad och typ av stabilisering. I dessa delar kan en stor del av deformationsåldringen tillskrivas kol. I de yttre delarna av värmepåverkad zon och i grundmaterial skiljer sig det ostabiliserade stålet ofördelaktigt från de stabiliserade.

Ett försök har gjorts att överföra de uppmätta hårdhetsökningarna vid provningarna till grad av försprödning. Överläggningarna bygger här på publicerade empiriska relationer mellan ökning i sträckgräns och omslagstemperatur vid utskiljningshärdning. Hårdhetsökning, som är ett sekundärt eller sent åldringskriterium, anses bero på dislokationsbetingad utskiljning.

I undersökningen har ingått temperaturmätningar och studier kring eventuell kväveupptagning ur luften vid den form av pulverbågsvetsning, som kommit till användning.

Det utvecklade provningsförfarandet bör utgöra ett värdefullt tillskott till standardmetoder inom svetsforskningen.

De med den nya metoden genomförda undersökningarna på svetsförband i några mikrolegerade svetskonstruktionsstål har gett väsentliga svar på gjorda frågeställningar.

Summary

Existing test methods for determination of strain ageing are not particularly suitable for measuring in detail the susceptibility to strain ageing in so complex materials as weldments.

For this reason interest was directed towards developing a simple appropriate test method for this purpose and to using it for measuring the susceptibility to strain ageing in weldments in microalloyed constructional steels. In this way an answer could be given to the question whether different stabilizing elements in the base material would give divergent patterns in susceptibility to strain ageing in the weldments. As some of these microalloying elements are nitride formers it would be of interest to study to what extent the strain ageing was caused by carbon.

The principle of the method developed is based on measurements of the microhardness on a surface of a compressed section of the weldment before and after ageing. In order that the test simulate conditions in the weldment, two different ageing temperatures have been chosen. The lower one, 60°C , is representative of the outer regions of the heat affected zone and the base material. This temperature implies accelerated room-temperature ageing. The higher temperature, 200°C , will better simulate what may occur in the weld and adjacent parts of the heat affected zone. At this temperature some of the precipitated carbon will be redissolved in the ferrite. A discussion of the physical metallurgy of the method has been carried out. Both this and experimental tests show that it is practical and simple, and that it will give a true picture of the strain ageing properties over

different parts of the weldment.

A series of tests using this method on weldments in structural steels (both unstabilized and stabilized) with various grain refining elements (Al, V, Nb, Nb + Al), showed that ageing due to carbon was considerable in welds and adjacent parts of the heat affected zone for all the steels. In these parts the strain ageing may be quite high and it was independent of the type of nitrogen stabilization. In the outer parts of the heat affected zone and in the base material the unstabilized steel will differ in an unfavourable way from the stabilized steels.

An attempt has been made to relate the measured hardness increases from the tests to the degree of embrittlement. The discussion is based on published empirical relations between increase in yield-strength and impact transition temperature produced by precipitation hardening. Increase in hardness is a secondary criterion in strain ageing and is related to precipitation of interstitials on dislocations. Temperature measurements and studies of possible nitrogen pickup from the surrounding atmosphere for the specific conditions valid for the submerged arc welding used have also been included in the investigation.

The method developed will be a valuable complement in weld research and it will certainly be a standard method in investigations of strain ageing in weldments.

The investigations made with this method on the various microalloyed constructional steels have given valuable answers to the questions mentioned earlier.

Klarläggande av problemställningen. Inriktning av undersökningen.

Det är väl dokumenterat, att kväve i svetsförband negativt påverkar förbandets hållfasthetsegenskaper. I en undersökning avseende olika legeringselements inverkan på egenskaperna i svetsförband har Hannerz (1) kunnat visa, att blandsvetsgodsets kvävehalt signifikant påverkar dess slagseghet. Sålunda ökar charpy-V-omslagstemperaturen $2,1 - 2,8^{\circ}\text{C}$ per tusendels procents ökning i kvävehalten. Detta är oberoende av om stålet innehåller stabiliseringsselement som Al, V och Ti.

Kväve i stål förekommer antingen interstitiellt löst i ferriten eller mer eller mindre stabilt bundet i form av nitrider. Det bör vara kvävet förekomstform i stålet mer än dess totalhalt, som är avgörande för stålets egenskaper. I ferriten löst kväve - interstitiellt kväve - ger i plastiskt deformerat stål upphov till deformationsåldring. Aldring innebär, att ett materials egenskaper, t ex hållfasthet och seghet, långsamt ändras under den tid det lagras vid vanlig eller förhöjd temperatur.

I svetsförband uppstår större eller mindre lokala (heterogena) plastiska deformationer i samband med den termiska påverkan, som svetsningen innebär. I kombination med i ferriten lösta interstitiäler (kväve och/eller kol) kommer deformationsåldring då att fortgående utbildas i konstruktionen.

Olika delar av förbandet har varit uppe i olika höga temperaturer i samband med svetsningen. I svetsen - blandsvetsgodset - och den struktura-påverkade zonen har temperaturen varierat mellan smältpunkten och ca

700°C. I de yttre delarna av den värmepåverkade zonen kan uppvärmningen ha varit tillräcklig, för att åldring skall kunna ske i anslutning till eller efter att deformation utbildats till följd av krympspänningar i förbandet.

Eftersom temperaturförloppen dessutom är mycket snabba, sker upplösning och utskiljning ofullständigt. Inga jämviktslägen uppnås. Även i t ex Al-stabiliserade stål är det troligt, att det i delar av förbandet finns tillräckligt med fritt kväve, för att åldring skall kunna utbildas.

Då inget av befintliga prov för bestämning av deformationsåldring är speciellt lämpligt för att mer i detalj kunna kartlägga känsligheten för fenomenet i ett så komplext material som svetsförband har undersökningen först inriktats på att utveckla ett enkelt, invändningsfritt prov för detta ändamål. Därefter har med hjälp av det nya provet en kartläggning av känsligheten för deformationsåldring genomförts i på olika sätt stabiliserade svetskonstruktionsstål av kol-mangantyp.

Frågeställningar som väntar på svar är t ex om olika finkornbildare (Al, V, Nb) i grundmaterialet ger skiljaktiga mönster i deformationsåldringskänslighet i svetsförbanden. Vidare är av intresse att i någon mån klarlägga hur mycket av eventuell åldring, som beror på kol och hur mycket som beror på kväve.

Det bör påpekas, att studier av spännings- och deformationstillstånd i svetsförband inte ingått i undersökningen.

Kort behandling av fenomenet deformationsåldring i stål speciellt med hänsyn till faktorer av betydelse för det utvecklade deformationsåldringsprovet.

Baird har utfört en kritisk litteraturgranskning beträffande deformationsåldring fram till 1963 (2) som senare kompletterats fram till 1971 (3). Fenomenet deformationsåldring behandlas även sammanfattande av Stolte och Heller (4, 5) samt av Hall i boken "Yield Point Phenomena in Metals and Alloys" (6).

Förutsättning för deformationsåldring i ferritiska stål är plastisk deformation, fria interstitiäler (kväve och/eller kol) samt lagring vid rumstemperatur eller förhöjd temperatur.

I fig 1 (7) är kurva a dragprovkurvan för ett mjukt icke kvävestabiliserat stål. Avlastas provet vid t ex förlängningen σ_2 och sträcket omedelbart igen, följer spännings-töjningsförloppet fortfarande kurva a. Om provet däremot åldras efter avlastningen dvs hålls viss tid vid normal eller förhöjd temperatur och där- efter åter belastas, sker spännings-töjningsförloppet istället efter kurva b med förhöjd sträckgräns, ny lüderstöjning och förhöjd brottgräns vid minskad total förlängning.

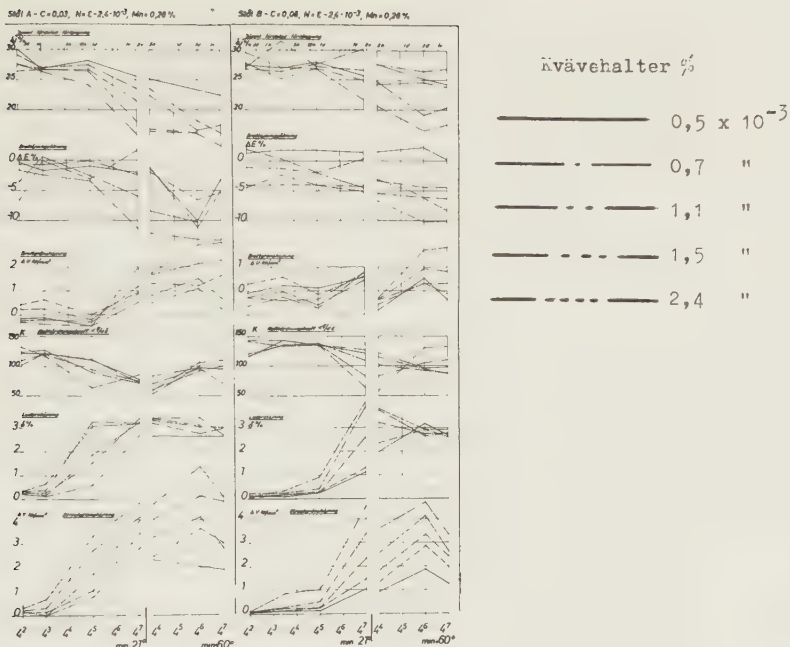


Fig 2 - Förändringar i dragprovningsegenskaper hos två lågkolhaltiga stål vid fem olika kvävehalter efter deformationsåldring. Fördeformationen har varit 8 %. Den kortaste åldringstiden vid 60°C har avpassats så, att den anknäcker till (överlappar något) den längsta tiden vid 21°C. (7)

Fig 2 (7) visar förändringarna i dragprovningssvärdena hos två otätade lågkolhaltiga stål vid fem skilda kvävehalter mellan $0,5 - 2,4 \times 10^{-3}$ %. Som synes är förändringarna för samtliga uppmätta storheter kvävehaltsberoende. Kraftig åldring erhålles redan under 10^{-3} % kväve. Ytterligare ökning i kvävehalt påverkar inte förändringarna i samma snabba takt. Detta gäller i varje fall de

"primära" åldringskriterierna sträckgränshöjning och lüderstöjning. Dessa uppstår under tidiga skeden av åldringen och beror på atmosfärsbildning i anslutning till dislokationerna (9). För dessa kriterier finns ett utpräglat kornstorleksberoende, som däremot saknas för de "sekundära" eller "senare" kriterierna brottgränsförhöjning, kallhärdningsexponent och brottförlängning (10). Förändringarna i dessa egenskaper utvecklas först under senare skeden i deformationsåldringsprocessen, då utskiljningar antagligen uppstår i anslutning till dislokationerna (10). Efter lång åldringstid inträder överåldring, som tillskrives förgrovning av de nämnda utskiljningarna. Under detta skede återgår till viss grad förändringarna i en del kriterier (jämför fig 2). Detta gäller t ex för sträckgräns- och brottgränsökningarna, men däremot ej för t ex höjningen i omslagstemperatur mätt vid charpy-V-prov. Ändringar i hårdhet sker mycket långsamt i åldringens begynnelseskeden och snabbare senare, då brottgränshöjningen börjar utbildas (11). Detta är ytterst rimligt, eftersom hårdheten är starkt korrelerad till brottgränsen. (Jämför $\sigma_B \cong 0,3 H_B$ i odeformerat material). Fullt utbildad åldring dvs maximum för t ex sträck- och brottgränsökning inträder enligt fig 2 efter storleksordningen 3 dygn vid åldringstemperaturen 60°C.

Enligt fig 3 (12) medför en deformation av ett åldrat mjukt stål, att en del bundet kväve återföres i interstitiell form i ferriten. Detta förlopp upprepas vid förnyad sträckning efter åldring. Undersökningen genomfördes medelst dämpningsmätning (13) på två trådar lågkolhaltigt järn med hög resp låg kvävehalt (0,010 och 0,002 %). Mätningarna skedde vid 20°C, vilket motsvarar dämpningsmaximum för kväve. Dämpningsvärdena ($Q_{\max}^{-1}$) motsvarar alltså ungefärlig halt interstitiellt kväve efter successiv åldring 3 dygn vid 50°C och sträckning 5 %. (Det låga värdet efter första sträckningen beror antagligen på, att deformationen varit lägre än lüderstöjningen, så att deformationen blivit heterogen.) Ökningen av löst kväve i samband med sträckningen, som är kvävehaltsberoende, kan tydas som att till dislokationerna associerade atmosfärer lämnas fria, då dislokationerna "dragits" loss. Liknande resultat har redovisats av Carswell (14).

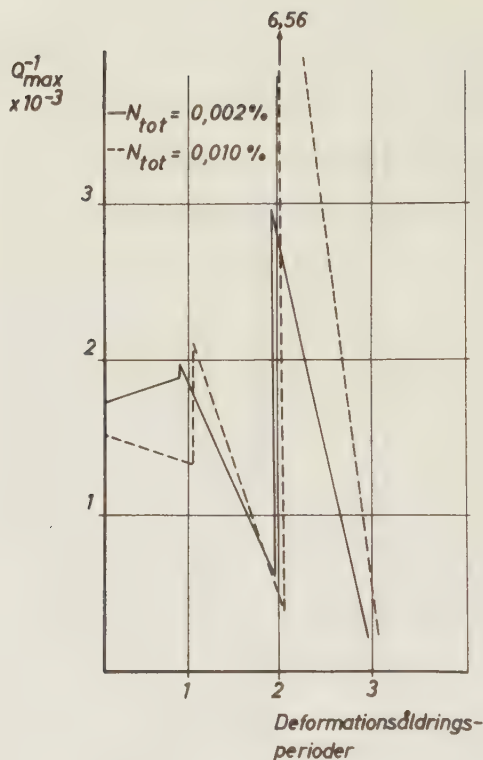


Fig 3 - Upplösning av interstitiäler (här främst kväve) vid deformation av åldrat material. Ett förlopp som kan upprepas. Sträckning 5 % åldring 50°C 3 dygn. Håltbestämning genom dämpningsmätning. (12)

En ökning av åldringstemperaturen accelererar åldringsprocessen.

Hundy (15) har härlett ett samband för åldringens tid-temperaturberoende, som bygger på Cottrell - Bilby's ekvation avseende interstitiälernas segning till dislokationerna. Aktiviseringsenergin för

Åldringsprocessen är densamma som för interstitialernas diffusion (16).

Sambandet $\log(t_r/t) = \text{konst} (1/T_r - 1/T) - \log(T/T_r)$ är tillämpligt i varje fall för temperaturer upp till ca 100°C (Konst är 4400 för kol och 4000 för kväve. T avser abs. temperatur, t tid, index r rumstemperatur.) En åldringsbehandling 3 dygn vid 60°C motsvarar 4 månader (115 dygn) vid rumstemperatur. En ökning av temperaturen accelererar sålunda åldringsförloppet mycket kraftigt. Vid åldringstemperaturer upp till 60 - 100°C förändras inte i övrigt åldringsbilden. Vid högre åldringstemperaturer däremot kan förloppet radikalt förändras genom att t ex karbider delvis kan upplösas och sålunda öka interstitialhalten i ferriten. Vid 250°C är kollösligheten ca $2 - 3 \times 10^{-4} \%$ (17), vilket är fullt tillräckligt för att utbilda åldring. Detta kommer att ytterligare diskuteras senare.

Den deformation som föregått åldringen påverkar deformationsåldringsförloppet något olika för "primära" och "sekundära" kriterier. Om sålunda deformationsriktningen är densamma som provningsriktningen utbildas åldringen snabbare än om riktningarna varit motsatta varandra. Detta gäller främst för sträckgränsförhöjningen, däremot ej i nämnvärd grad för brottgränsförhöjningen. Deformationsgraden

påverkar kraftigt brottgränsökningen men endast i ringa grad sträckgränsökningen. Vid valsning utbildas en flack plåt i kurvan för brottgränsökning - reduktion mellan ca 10 - 20 % (18).

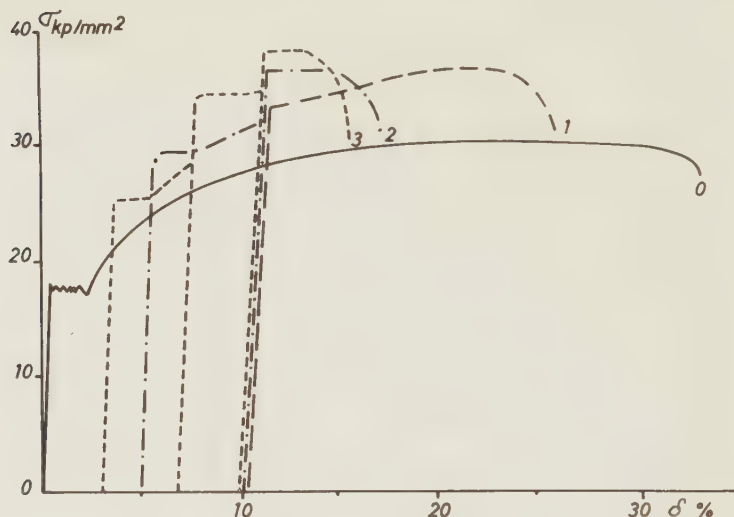


Fig 4 - Effekten på dragprovkurvan genom uppdelad deformation och åldring i flera steg. Totaldeformation 10 %, åldring 50°C 3 dygn. (19)

Vid upprepade deformationsåldring, dvs uppdelad deformation och åldring i flera steg sker förloppen mer utpräglade, som framgår av fig 4 (19). Speciellt förlängningen avtar kraftigt vid uppdelad deformationsåldring. Detta anknyter till dynamisk åldring (jämför blåskörhet), som kan betraktas som en "kontinuerligt uppdelad" åldringsprocess. Här sker åldringen i direkt anslutning till utbildningen av deformationen.

De interstitiäler i ferriten som i praktiken framkallar deformationsåldring är kol och kväve. Medan de har mycket olika lösningsförhållanden i ferrit, har de ungefär samma diffusionsegenskaper och ungefär samma förmåga att låsa dislokationer (2).

Man har inte kunnat påvisa, att syre ger upphov till deformationsåldring, trots att det i ytterst ringa grad torde vara interstitiellt löst i ferriten (20). Väte kan vid låga temperaturer, ca -70°C ge upphov till deformationsåldring (21).

En kortfattad översikt skall göras beträffande de vanligaste legerings- och stabiliseringsämnenas (finkornbildarnas) inverkan på deformationsåldringsförloppet.

Kol. Vid långsam svalning utskiljes kol som cementit Fe_3C . Den fria kolhalten (dvs i ferriten löst kol) vid $150-200^{\circ}\text{C}$, under vilken diffusionshastigheten är mycket låg, ligger under den gräns ($< 10^{-4} \%$) då deformationsåldring knappast kan utbildas (8, 17). Om karbidkärnorna ligger glest eller svalningen av stålet skett snabbt, kan kol bli kvar i övermättad lösning i ferriten. I dylika fall erhålls deformationsåldring även vid temperaturer under 100°C . Det mest effektiva sättet att fälla ut kol är genom kylåldring vid $100-150^{\circ}\text{C}$. Cementit är så stabil, att den inte upplöses i närvaro av nybildade dislokationer. Däremot kan ϵ -karbid lösas upp under

dessa betingelser (22).

När det gäller deformationsåldring $> 200^{\circ}\text{C}$ måste dock kol alltid beaktas som interstitial. Möjligheterna till kolåldring under 200°C påverkas alltså av stålets värmebehandlingstillstånd. Detta är väsentligt, då det gäller att bedöma förutsättningarna för deformationsåldring i svetsförband.

Kol kan inverka på deformationsåldringen även på annat sätt. En ökning av kolhalten medför en ökning i perlithalten (100 % perlit vid ca 0,9 % kol).

Då ju deformationsåldringsprocessen är bunden till strukturbeståndsdelen ferrit, kommer den att avta vid ökande kolhalt. Även i eutektoida stål är den påvisbar, speciellt om viss sfäroidisering skett (23). Vissa indikationer finns som tyder på, att kol nedsätter kväveåldringen (dvs åldring under 100°C). Orsaken kan vara någon form av bindning mellan karbid och nitrid eller att cementitutfällningen gynnar en samtidig nitridutskiljning (7).

Kväve. Kvävehalten i vanliga stål varierar från 0,002 % (syrgasblåst stål) över 0,005 % (martinstål), 0,009 % (elektrostål) till 0,020 % för kvävelegerade stål (gäller främst stål med förhöjd hållfasthet).

Utskiljning ur övermättad lösning av kväve i ferrit sker som Fe_{16}N_2 (α "-nitrid). Denna är mycket instabil och sönderfaller gradvis i ferrit och Fe_4N (γ '-nitrid) (24). Lösligheten vid 200°C , under vilken diffusionshastigheten är låg, är mellan 0,01-0,001 % beroende på vilken av nitriderna, som kvävet står i jämvikt med. Vid sjunkande temperatur äger ingen ytterligare utskiljning rum, trots att den till rumtemperatur extrapolerade jämviktshalten bör vara ca 10^{-5} %.

Nitriderna är vidare i ostabiliserade stål (dvs stål som inte håller nitridbildare som Al, V, Nb och Ti) så instabila, att de löses upp i närvaro av nybildade dislokationer (25). I icke stabiliserade stål får man räkna med, att den fria kvävehalten alltid är så hög, att kraftig deformationsåldring kan utbildas. Ur deformationsåldringssynpunkt är värmebehandlingstillståndet hos dessa stål därför, i motsats till vad som gäller kolåldring, relativt oväsentligt.

Kisel. Vid långvarig anlöpning omkring 600°C binder kisel kväve som nitriden SiN . Denna är isomorf med AlN och bidrar därför till den goda kvävestabilisering, som erhålles i Al-behandlade Si-tätade stål (26). Vid de låga halter, som finns i vanliga tätade svetskonstruktionsstål, dvs upp till ca 0,5 % sker ingen sådan stabilisering att deformationsåldring nämnvärt nedsättes (6). Dessa stål

kan alltså anses som oastabiliserade avseende kväve. Kisel liksom även mangan i lösning i ferriten påverkar i någon mån deformationsåldringen (5).

Mangan. Även om inte mangan är någon stark nitridbildare påverkar detta element deformationsåldringsbilden. Manganhalten i vanliga svetskonstruktionsstål är 0,5-1,5 %. En associering - dvs en lös bindning av krävestomer till de substitutionellt lösta manganatomerna tycks ske (27). Enligt Baird (5) nedsättes graden åldring i mjuka stål kraftigt vid ökning av manganhalten. Den minskning i åldring, som påvisats vid ökning av kolhalten (7) tillskriver sålunda Baird ökningen i löst manganhalt i ferriten via kopplingen kol-svete-mangan.

Aluminium, vanadin och niob. Aluminium är en kraftig nitridbildare, som tillsättes i stål i halter mellan 0,020-0,060 %. Vanadin, som i dessa ståltyper tillsättes i halter mellan 0,05-0,15 % är här väsentligen nitridbildare. Niob i halter mellan 0,020-0,050 % bildar karbonitrider, där karbidbildningen är övervägande. Beträffande löslighetsförhållandena (28) bör påpekas, att vanadinnitrid faller ut vid låga temperaturer än aluminiumnitrid. I dessa ståltyper med normala halter nitridbildare är vanadinnitrid fullständigt upplöst vid ca 1000°C medan aluminiumnitrid inte är helt upplöst förrän vid temperaturer uppåt 1200°C. För att binda kväve full-

ständigt i aluminiumstabiliserade stål måste dessa vara Si-tätade (26). Betingelserna för utfällning av AlN har ingående studerats av ett flertal forskare närmast för att klarlägga förloppen i plåt för dragpressning, s k r-värdesplåt. Utskiljningen är sammansatt av kärnbildning och tillväxt. Kärnbildningen ökar med graden underkylning medan tillväxten, som är diffusionsstyrd, avtar med sjunkande temperatur. Det sammansatta utskiljningsförloppet kan därför beskrivas av den typ kurvor, som visas i fig 5 (29). Som synes är använd upplösningstemperatur väsentlig för utskiljningsförloppet.

Vanadin har låg affinitet till syre, vilket gör att åldringsstabiliseringen av djuppressningsstål i viss utsträckning tillverkats med vanadin i halvtätat utförande.

I så höga halter, som inte är aktuella i dessa ståltypen (0,3-0,4 %) är niob mycket effektiv, när det gäller att undertrycka deformationsåldring (6). Det finns klara indikationer, att karbidbildningen överväger i svetskonstruktionstål i såväl valsat som normaliserat tillstånd. En efterföljande anlöpning vid ca 650°C reducerar betydligt känsligheten för kvävedeformationsåldring (30). För att ytterligare stabilisera niob-finkornstål tillsättes relativt ofta aluminium i halter av ca 0,050 %.

Som framgått av den korta översikten är det väsentligt, att värme-

behandlingen varit riktig för att förhindra eller undertrycka deformationsåldring i stabiliserade stål.

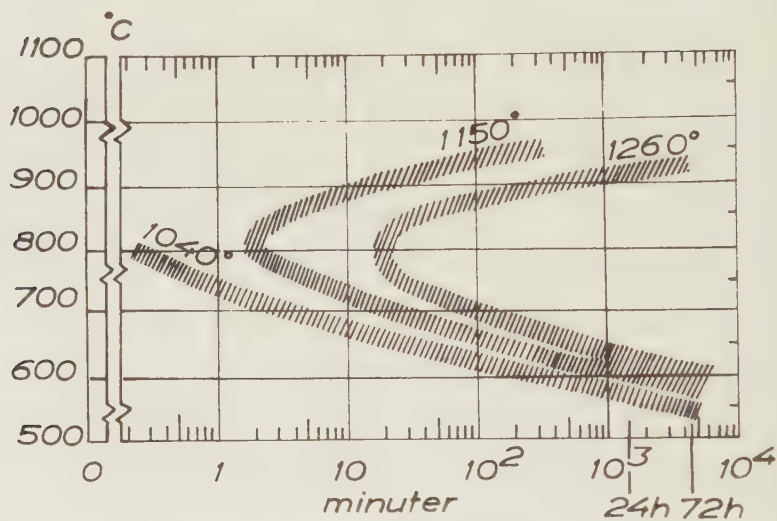


Fig 5 - Isoterm utskiljning av AlN vid tre olika upplösnings-temperaturer (Al = 0,058 %, N = 0,0058 %) (29).

Deformationsåldringsprovning

Det vanliga sättet att bestämma ett materials känslighet för deformationsåldring är dragprovning av försträckta åldrade provstavar (t ex 10 % sträckning och åldring 1-2 tim vid 100-250°C). Deformationsåldringskänsligheten redovisas då av t ex absoluta eller relativa sträckgränshöjningen. Uppmätning av åldringsförsprödning sker vanligen genom charpy-V-provning av deformerade åldrade provstavar. Båda metoderna är materialkrävande. Vid dragprovning erhålles medelvärden över den volym, som provstavens mätlängd representerar. Vid charpy-V-provning lägges vanligen anvisningen på fixerade lägen relativt t ex smältgränsen. Då zonerna i den strukturepåverkade delen av förbandet ofta bildar vinkel med plåtytan, blir brottet strukturemässigt illa definierat och dåligt reproducerbart. Spridningen är vidare stor.

En annan väg kan vara att bestämma mängden fria interstitialer genom dämpningsmätning (13). Denna metodik har använts på svetsförband, och det har visats, att betydande mängder av interstitialer finns i den värmepåverkade zonen efter svetsning (31, 32). Egna försök har visat, att metoden är svår att använda för praktiska problem. Vidare kan resultaten vara svåra att tyda, speciellt då materialet innehåller legeringsämnen med viss affinitet till kol och/eller kväve som Mn, Si, Cr, Mo och V.

Om det endast gäller kväve som orsak till deformationsåldring, är uppgift om total kvävehalt genom kemisk analys av stort intresse. I aluminium-

stabiliserade stål kan aluminiumnitridbundet kväve bestämmas genom esterhalogenmetoden (33, 34). Fritt kväve framkommer då som skillnaden mellan totalkväve och kväve bundet som aluminiumnitrid. Värdet härav är för bedömning av åldring relativt begränsat, eftersom noggrannheten vid driftsmässig analysering ofta ej blir bättre än $2 - 3 \times 10^{-3} \%$. En kvävehalt motsvarande denna noggrannhet är i sig själv tillräcklig för att framkalla betydande deformationsåldring (7).

För att få fram ett praktiskt prov, som mer i detalj i t ex ett svetsförband ger upplysningar om deformationsåldringsskänsligheten i olika zoner, har hårdhetsmätning (t ex mikrohårdhetsmätning) varit ett attraktivt mätförfarande att försöka använda.

Beskrivning av deformationsåldringsprovet medelst hårdhetsmätning
för svetsförband.

Provet genomföres som ett hårdhetsprov av typen "byggsvetsprov" på stukat provstycke före och efter åldring.

Ur det svetsförband, som skall deformationsåldringsprovas, utsågas en provbit enligt a i fig 6 med höjden ca 50 mm och bredden 40-50 mm bl a beroende på kraften hos den press, i vilken provet senare skall stukas. Helst bör provet vara symmetriskt, så att svetsen ligger centralt med värmepåverkade zoner på ömse sidor. Det bör påpekas, att värmepåverkade zonen (heat affected zone, HAZ) inte enbart avser den tunna strukturlåst zonen utan även de partier, där temperaturen under svetsningen varit så hög (100-200°C) att t ex åldring kan utbildas. Om provets bredd måste begränsas, kan svetsen dock förläggas osymmetriskt, så att i varje fall ena värmepåverkade zonen kommer med i full utsträckning. Det planparallella provet stukas ca 10-15 % (i varje fall överstigande luddertöjningen, så att deformationen blir homogen) i en press, varefter det delas på halva höjden enligt b i fig 6. En av de så frilagda ytorna prepareras för mikrohårdhetsmätning. Det gäller att tillse, att ingen kallbearbetning sker vid detta moment. Slipning och polering med diamantpasta följt av etsning och förnyad polering med diamantpasta är att rekommendera.

Som framgår av efterföljande diskussion av provmetoden, behöver delning av provet och preparering efter stukningen ej ske extremt snabbt. Under ytan - förslagsvis 5 mm - hårdhetsmätas med t ex H_V 1 kp längs en linje över värmepåverkad zon och svets enligt c i fig 6. Efter hårdhetsmätningen åldras provet vid fixerad temperatur fastställd tid, varefter hårdhetsmätning ånyo göres längs samma linje, utefter vilken den första serien gjordes. Mätning sker alltså mellan tidigare intryck. Provet kan nu än en gång åldras vid högre temperatur. Hårdhetsmätningen sker fortfarande längs samma linje med intrycken mellan dem, som gjorts vid första och andra mätserierna. Delningen mellan intrycken i första mätserien skall alltså vara så stor, att det längs exakt samma linje kan läggas in ytterligare två mätserier. I de fall, som redovisas i denna undersökning, var i varje mätserie delningen 0,6 mm, vilket innebär att avstånden mellan intrycken hos avslutat prov var 0,2 mm. Enligt SIS 11 25 16 (35) skall avståndet mellan två intryck vara minst 2,5 ggr intrycksdiagonalen. I detta fall där hårdheten varit omkring H_V 300 borde avståndet varit $\geq 0,25$ mm. I mikroskop har dock noggrant kontrollerats att intrycken inte påverkat varandra.

Mätvärdena prickas in i ett diagram, där man nu får en bild av hur åldringen skett i olika partier av svetsförbandet. I fig 7 a och b redovisas resultaten av en mätserie på ett Nb+Al-finkornstål (stål

H 39 i den provserie som senare skall diskuteras, se även fig 12-16). Provet enligt a har varit ostukat och gjorts för att konstatera om enbart åldringsvärmningen medfört någon hårdhetsändring.

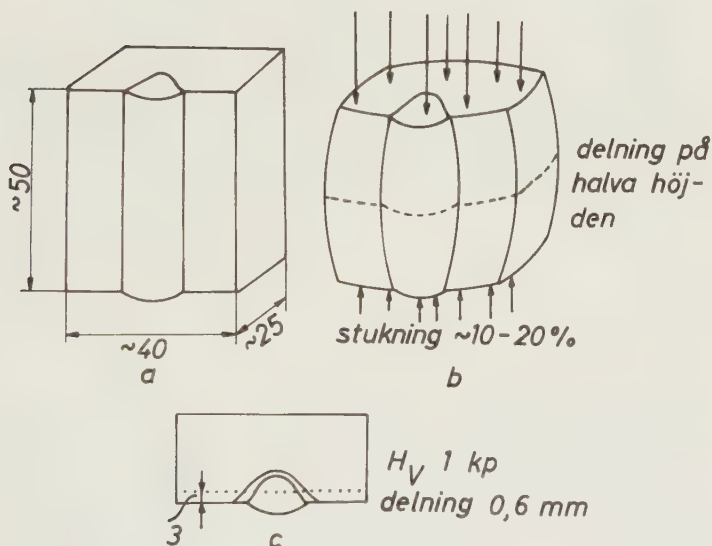


Fig 6 - Schematisk bild av de tre stegen vid deformationsåldringsprovning. a) uttagning av prov ur svetsförband b) stukning (ca 15 %) och delning av provet c) hårdhetsmätning ($H_V 1\text{ kp}$) längs en linje under ytan (förslagsvis 3 mm) över grundmaterial, värmepåverkad zon och svets.

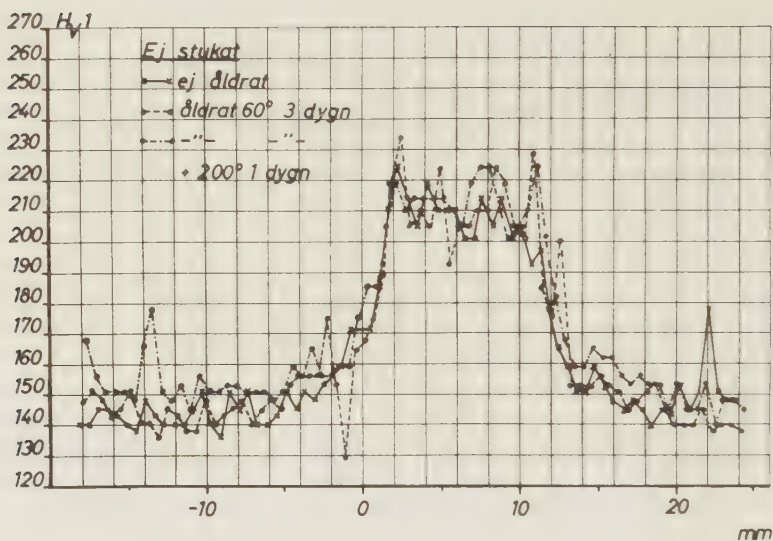


Fig 7 a

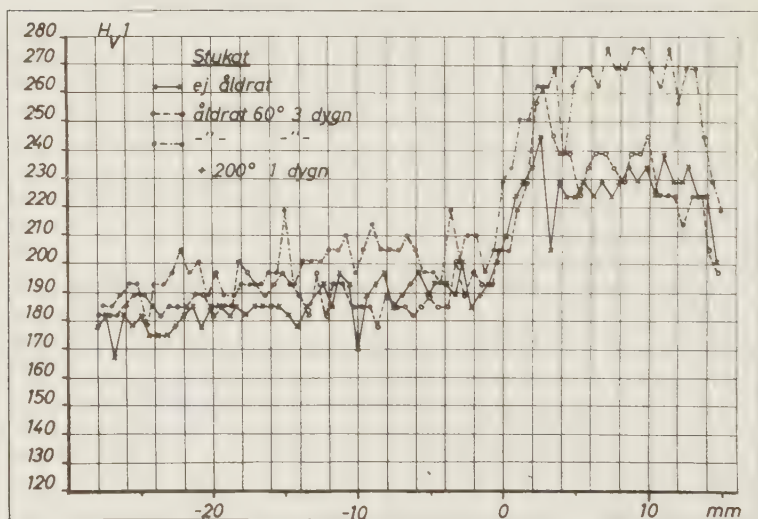


Fig 7 b

Fig 7 - Sammanfattningsdiagram av hårdheterna i oåldrat resp åldrat tillstånd. a) icke stukat prov b) 15 % stukat prov
Material H 39 (se tabell 1), Nb+Al-finkornbehandlat CMn-stål.

Diskussion av förutsättningarna att genom hårdhetsmätning kunna bestämma ett svetsförbands känslighet för deformationsåldring.

Metoden kan anses vara ytterst attraktiv, eftersom hårdhetsmätning H_V är en enkel och noggrann mätmetod, som inte fordrar annan utrustning än den, som normalt finns på metallografiska laboratorier.

Mätnoggrannheten vid H_V 1 kp är i praktiken när det gäller uppmätningen av intrycksdiagonalerna $\pm 0,001$ mm motsvarande ca ± 4 enheter vid ca 200 H_V . Metoden är vidare snabb och fordrar ingen speciellt kvalificerad personal. Som framgått av den tidigare korta översikten beträffande deformationsåldring är hårdheten starkt korrelerad till brottgränsen. Hårdhetsökning är liksom brottgränsökning ett "sent" åldringsskriterium, som utbildas i ett åldringsskede då utskiljning antagligen börjar ske i anslutning till dislokationerna. Hårdheten påverkas mycket långsamt under åldringens första skede.

En konsekvens av detta är, att man inte behöver vara extremt snabb vid delning och preparering efter provens stukning, innan första hårdhetsmätningen genomföres. (Trots detta har de prov som redovisas i denna rapport kylts ned under delning och provpreparering.)

Följande, som finns dokumenterat beträffande brottgränsökning, bör i princip även gälla hårdhetshöjning p g a dessa storheters inbördes korrelation. Kornstorleksberoendet är mycket obetydligt. Detta är väsentligt, eftersom variationerna i kornstorlek är betydande i ett svetsförband.

Deformationsriktning i förhållande till provningsriktning inverkar när det gäller utbildningen av primära eller "tidiga" åldringskriterier, t ex sträckgränshöjning. Detta gäller däremot ej för brottgränsförändringen. Provningsen, som i detta fall sker genom stukning, kan alltså helt frikopplas från huruvida fördeformationen i praktiken i ett svetsförband skett i ena eller andra riktningen. Däremot finns för brottgränsökningen ett beroende av deformationsgraden före åldringen. Detta är större vid låga än vid höga deformationer. Vid valsning planar detta beroende ut till ett flackt maximum mellan ca 10-20 %. Den stukning, som provet utsättes för, skall minst vara lika med lüderstöjningen, eftersom provet måste vara homogent deformerat. Det har därför ansetts lämpligt i detta fall att stuka t ex 15 %. Så stora stukningar är vidare enkla att exakt mäta och att få lika inom en provserie.

Det är relativt betydelselöst, om en deformationsåldring ägt rum i förbandet innan provet sågats ut, emedan denna process kan upprepas (jämför fig 4). Vid extremt låga interstitialhalter ($\sim 10^{-4}$ %) kan åldring ske, som endast visar sig i de "tidiga" åldringskriterierna och ej i de "senare". (Interstitialerna räcker endast till för partiell atmosfärsbildning.) Dessa fall saknar dock intresse i praktiken p g a orealistiskt låga kvävehalter.

En svårighet, som speciellt kommer fram vid utvärderingen, är de

"taggiga" hårdhetskurvorna, som beror på mycket olika hårdhet hos faserna i strukturen (i detta fall ferrit och cementit (perlit)). Eftersom hårdhetsmätning före och efter åldring inte kan ske på identiskt samma punkter, måste utvärderingen ske över medelvärden omfattande större eller mindre partier. Spridningen i värdena blir stor, vilket innebär att man måste vara försiktig, innan man drar alltför vittgående slutsatser. Av de uppritade kurvorna får man dock en kvalitativ uppfattning om det finns partier, som är speciellt åldringsbenägna. Att punktvis kunna bedöma åldringskänsligheten är inte möjligt. Eventuellt bör strukturens inflytande kunna minskas, om hårdhetsmätningarna utförs med högre last. Avståndet mellan intrycken måste i så fall naturligtvis vara större.

Val av åldringstemperatur.

Valet av åldringstemperatur är väsentligt vid ett prov, från vilket man skall bedöma deformationsåldringsegenskaperna i ett svetsförband. I de yttre partierna av den värmepåverkade zonen har temperaturerna varit så relativt låga, att rumstemperaturåldring bäst återspeglar, vad som kan tänkas ske i svetsförbandet i sin konstruktion. För att förloppet dock skall gå tillräckligt snabbt för praktisk provning, har temperaturen 60°C valts - en temperatur som enligt litteraturuppgifter med säkerhet endast accelererar processen. Efter 3 dygn, som valts som åldringstid, kan man räkna med att erhålla maximal brottgränsökning (och troligtvis maximal hårdhetsökning) enligt fig 2. Denna åldring motsvarar ca 4 månader vid rumstemperatur.

Med hänsyn till de höga temperaturer som uppstår i förbandets inre delar - svets och strukturlådaad zon - bör en så hög åldringstemperatur väljas, att den även medför viss upplösning av kol i ferriten. Temperaturen 200°C har valts här. Den relativt långa tiden 1 dygn får i viss mån kompensera det förhållandet, att en ännu högre temperatur kanske borde ha valts. Vid högre temperatur kan dock en viss anlöpning av den polerade ytan ske, som kan framtvinga ompolering. Det stukade, hårdhetsmätta provet har således åldrats 3 dygn vid 60°C , ånyo hårdhetsmätt, åldrats ytterligare 1 dygn vid 200°C och slutligen

hårdhetsmätts igen. Alla hårdhetsmätningarna har således utförts utan ompolering.

Genomförda försök.

Materialiet som kommit till användning vid undersökningen har varit ca 20 mm tjock normaliserad grovplåt av Si-tätat CMn-stål dels ostabiliserat dels stabiliserat med några olika vanliga finkornbildare.

Enbart pulverbågsvetsning har använts. I huvudparten fall har svetsarna utförts som påsvets i ensträngsförfarande. På en av stålvarianterna (Al-stabiliserat stål H13, H14) har dessutom ett försök genomförts med flersträngsförfarande på fogberedda plåtar.

I försöksserien har även ingått uppmätning av temperaturförlopp samt undersökning av eventuell uppkvävning under de betingelser som varit rådande vid svetsningarna för deformationsåldringsstudien.

I tabell 1 nedan sammanställs kemiska analyser och hållfasthetsegenskaper för de material som ingått i försöksserien. Tabell 2 upptar data beträffande svetstråd och flux.

Tabell 1 - Analys och hållfasthetsegenskaper på normaliserad grov-plåt som ingått i studien av känsligheten för deformationsåldring i svetsförband.

Mat ¹⁾	A n a l y s %										Dim	kp/mm ² %			Seghet ²⁾	
nr	C	Si	Mn	P	S	N _t	Al _l	V	Nb	mm	σ _s	σ _B	δ ₅	kpm	°C	
H28	,16	,27	1,24	,012	,016	,011	-	,07	-	22	36	52	29	6,8	-40	
H26	,16	,38	1,21	,016	,028	,006	,005	-	,021	25	38	52	33	12,4	-20	
H39	,09	,30	1,50	,017	,010	,012	,044	-	,030	20	38	52	32	28,3	-40	
H24	,13	,27	1,05	,036	,019	,007	,002	-	-	22	27	46	31	-	-	
H13 } H14 }	,17	,40	1,18	,014	,018	,008	,028	-	-	20	37	55	30	10,6	0	

1) Stålen karakteriseras av understrukna element

2) Charpy-V

Tabell 2 - Analys av svetstråd och karakterisering av flux.

Svetstråd: (Kval S 3,5) diam 3,0 mm

Analys: % C Si Mn P S N Al
 ,073 ,06 1,70 ,022 ,012 ,0076 ,000

Flux: Kval OP 40 TT (fabr Oerlikon)

Karakteristik: Agglomererat, basiskt flux, icke eller svagt kisel-legerande.

Uppmätning av temperaturförloppet i svetsförband och omgivande material vid pulverbågsvetsning.

För att få ett begrepp om maximitemperaturer och temperaturfördelning i svetsförbanden gjordes en separat pulverbåg-påsvets med samma svetsdata som vid provsvetsningarna för deformationsåldringsundersökningen. I mitten på en 1 m lång plåt, 22 mm tjock och 240 mm bred av material H 24 (ostabiliserat CMn-stål) gjordes en påsvets med sträckenergin $S = 21 \text{ kJ/cm}$ ($I = 650 \text{ amp}$, $V = 40 \text{ volt}$ och svetshastighet $v = 75 \text{ cm/min}$)¹⁾. Tre termoelement (chromel-alumel) svetsades fast på plåtytan 15, 18 och 26 mm från den blivande svetsens centrumlinje. Temperaturförloppen togs upp på skrivare. På ytterligare några punkter mättes temperaturerna med temperaturkritor. Vid efterföljande strukturundersökning av svetsförbandet bestämdes läget för omvandlingspunkten Ar_1 . Resultaten redovisas i fig 8.

1)
sträckenergi $S = \frac{I \cdot V \cdot 60}{1000v} \text{ kJ/cm}$

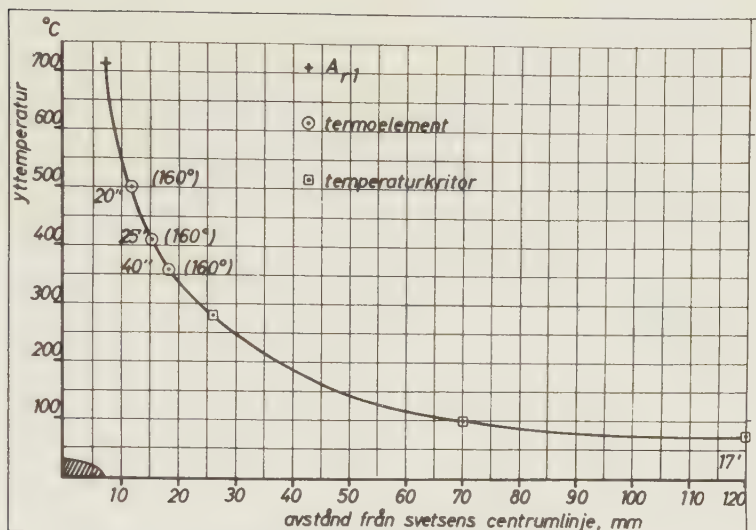


Fig 8 - Ytemperaturer (maximivärden) i svetsförband och angränsande material vid ensträngs-påsvets. Sträckenergi 21 kJ/cm, plåttjocklek 22 mm. Värdena inom parentes anger temperaturer efter 5 min.

Värdena avser här maximitemperaturer. Tidsangivelserna invid mätpunkterna avser de tider som åtgått, innan maximitemperatur uppnåtts efter det automaten passerat förbi. Temperaturerna efter 5 min anges för några punkter inom parentes. Utbredningen av svetsen är även inritad i diagrammet.

I den strukturspåverkad zonen ca 7-8 mm från svetsens centrumlinje, som i detta fall varit ca 2,5 mm bred har temperaturgradienten varit mycket stor. Invid smältgränsen har temperaturen varit mellan 1500-1400°C (36). Endast 2,5 mm därifrån har den sjunkit till ca

700°C. Som framgår av kurvan i fig 8 har partierna hos svetsförbandet 30-35 mm från centrumlinjen varit uppe i temperaturer mellan 200-250°C. Hela arbetsstycket blev 75-100°C varmt efter svetsningen. Efter 5 min har de mycket varma partierna inte svalnat mer än till 160°C.

Det bör påpekas, att de uppmätta temperaturerna gäller ytan och inte 3 mm under, som mätningen rätteligen borde avse. Skillnaden i temperaturbild kan dock inte vara stor.

Strukturundersökning

På det prov som utfördes för att bestämma temperaturförloppet vid svetsningen gjordes en strukturundersökning längs en linje 3 mm under ytan, dvs motsvarande de partier som hårdhetsmätts vid deformationsåldringsundersökningarna. (Strukturerna har varit likartade i samtliga provmaterial.) Fig 9 visar svetsen och den strukturlåstörda zonen i 5 ggr förstoring. I bilden har skrivits in hårdhetsvärdena för några olika punkter (H_v 1 kp).

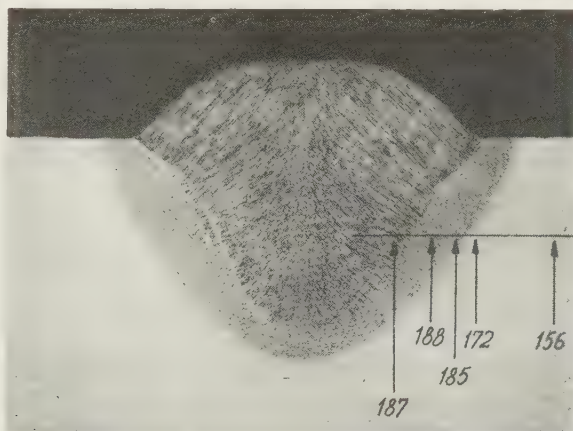


Fig 9 - Påsvets (pulverbågs svetsad) på Si-tätat CMn-stål. Material H 24. Sträckenergi 21 kJ/cm. Siffrorna avser H_v -hårdhet. 5x

Fig 10 omfattar hela den strukturlåstörda zonen från blandsvetsgods till opåverkat grundmaterial i 100 ggr förstoring. I fig har ritats in ungefärliga gränser för olika delzoner. Materialet är, som tidigare angivits ett ostabiliserat Si-tätat CMn-stål (material

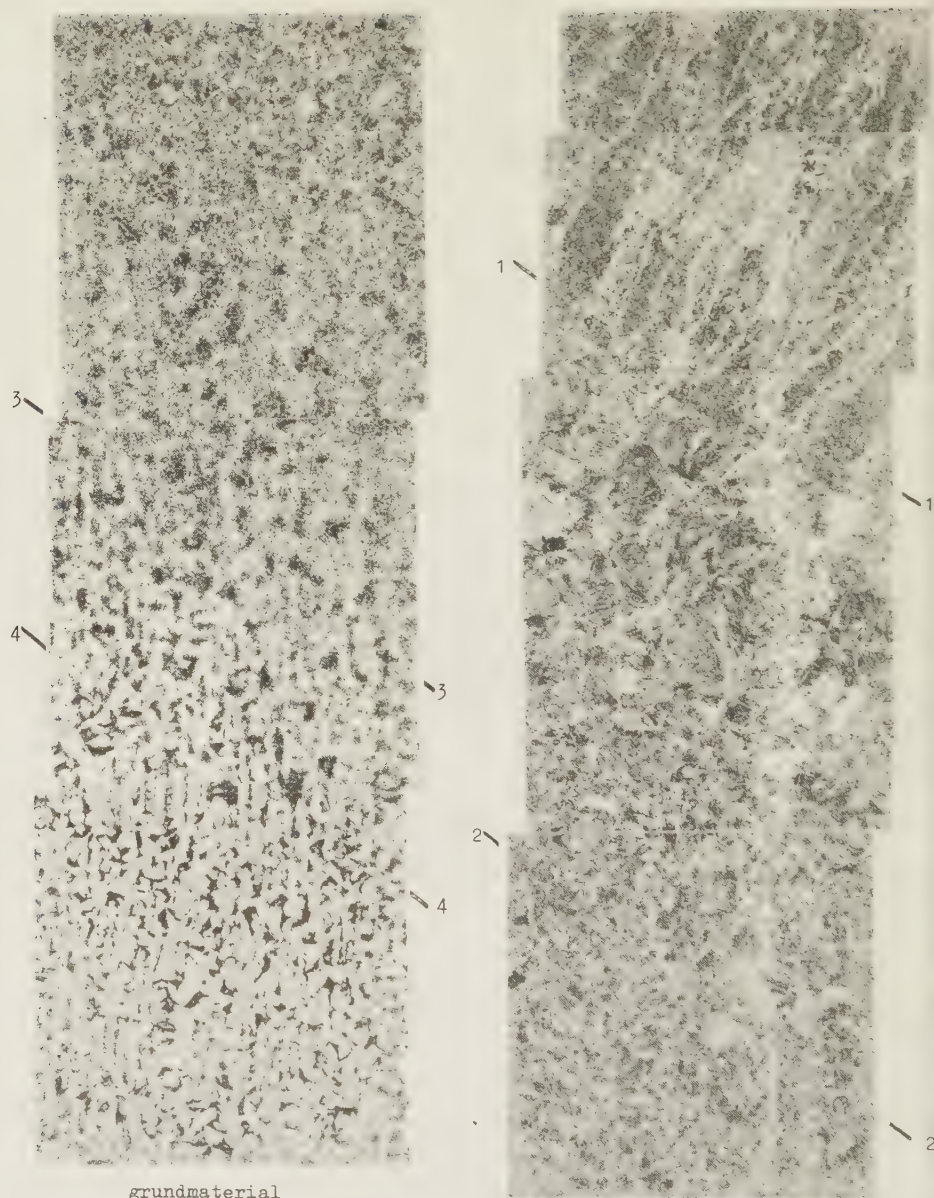
H 24, se tabell 1).

Blandsvetsgodset har dendritisk struktur. Kornens gränser anges av den proeutektoida ferriten. I kornen har ferriten widmannstättenutbildning. Smältgränsen, som är mycket väl markerad (1 i fig), utgör gräns mot den överhettade - eller grovkornzonen. Den karakteriseras av en grov austenitkornstorlek. De tidigare grova austenitkornen har gjorts synliga genom den proeutektoida korngränsferriten. I kornen har utskiljts widmannstättenferrit, där "nålarna" (eg plattorna) är kortare än i blandsvetsgodset. Här finns även "öar" av högttemperaturbainit. Bredden på denna zon, där austenitkornstorleken varit ca 100 μ , är uppskattningsvis 700-1000 μ . Här vidtar den finkorniga - eller svetsnormaliserade zonen. Gränsen (2 i fig) är inte fixerad utan är ett relativt brett övergångsband. Ferritkornstorleken är ca 10-15 μ . Bredden på denna zon kan uppskattas till ca 800-1300 μ . Denna zon övergår mjukt i den tredje zonen (gränsband 3 i fig), den partiellt strukturuپåverkade, som har en bredd av uppskattningsvis 500-700 μ . Här har temperaturen varit så låg, att endast perliten omvandlats, vilket framgår av dess "luddiga" utseende. Kornstorleken är här densamma som i det strukturuپåverkade materialet, ca 25-50 μ . Ferriten är här polygonal. I den yttre delen av denna zon har en viss sfäroidisering skett av perliten. Den yttre gränsen mot strukturuپåverkat material

(4 i fig) är ca 7,5 mm från svetsens centrumlinje.

Bredden på den strukturpåverkade zonen 3 mm under ytan är alltså ca 2,5-3,0 mm.

Detaljerade studier över strukturerna i svetsar i svetskonstruktionsstål har redovisats av Saarinen och Relander (37).



grundmaterial

Fig 10 - Mikrostrukturen i strukturaupåverkade zonen i pulverbågsvetsad påsvets. Material H 24, ostabiliserat, Si-tätat CMn-stål. Sträckenergi 21 kJ/cm. 1) smältgräns 2) övergång mellan grovkornzon och svets-normaliserad zon 3) övergång mot partiellt omvandlad zon 4) övergång mot strukturaupåverkat grundmaterial. 100x

Upptagning av kväve ur luften i anslutning till pulverbågsvetsning.

Vid skyddsgassvetsning och svetsning med belagda elektroder kan under vissa omständigheter en icke oväsentlig upptagning av kväve i blandsvetsgodset ske. Mekanismen vid upptagningen är inte i detalj helt klarlagd. Att det inte är en ren kväveupptagning via den dissociering av kväve som sker vid den höga temperaturen i ljusbågen framgår klart av det faktum, att upptagningen underlättas av, om gasen innehåller oxiderande beståndsdelar, t ex syre eller koldioxid (38). Detta kan antyda, att upptagningen sker över stadiet NO. Tänkbara förlopp vid kväveupptagningen har behandlats av Höschel (39). En högre kväveupptagning erhålles vid användning av sura och rutilelektroder än vid basiska. Svetsbetingelserna inverkar kraftigt. Sålunda gynnas kväveupptagningen av hög bågspänning (=lång båge), låg strömstyrka (=små droppar, dvs stor yta) och liten elektroddiameter (40). Legerings-elementen i svetsmaterialet och basmaterialet inverkar även på förloppet. När det gäller pulverbågsvetsning anger Rådecker (40) att kväveupptagningen är måttlig. Redovisade värden avseende kvävehalter i blandsvetsgodset brukar ligga mellan 0,008-0,012 %. Dessa värden är svåra att bedöma, eftersom fluxbeteckningar sällan säger något om sammansättningen.

Eftersom kväve är ett viktigt element när det gäller deformationsåldring, har det ansetts väsentligt att något studera kväveupptagningen

i samband med det svetsförfarande, som använts för deformations-
åldringsundersökningen.

Genomförda försök för studium av kväueupptagning vid pulverbågs-
svetsning.

Liksom vid huvudförsöken gjordes ett par serier påsvetsar för studium av ev kväueupptagning. Försöken genomfördes på material med två olika kväuehalter, material H 26 med 0,006 % och material H 39 med 0,012 % kväue, se tabell 1. Använd svetstråd och flux framgår av tabell 2. Vid försöken användes skyddsgaserna argon, kväue, luft samt som jämförelse normal oskyddad pulverbågsvetsning. Den enkla försöksanordningen framgår av fig 11. På ömse sidor, ca 50 mm från den blivande påsvetsens centrumlinje och parallell med denna placerades på plåten vinkeljärn med flänshöjden ca 20 mm. Ovanpå dessa lades en eternitplatta, som under svetsningen drogs med av automaten. Inblåsning av skyddsgasen skedde omedelbart invid genomföringen av fluxmunstycket i eternitlocket. Att god skyddsverkan erhöållits framgick vid argon- och kväueförsöken av att svetssträngarna ej oxiderats. Svetsningen genomfördes med sträckenergin 21 kJ/cm, dvs samma svetsdata som vid huvudförsöken. Resultaten beträffande ev kväueupptagning redovisas i nedanstående tabell 3.

Tabell 3 - N-halter % i blandsvetsgods vid pulverbågsvetsning
(påsvets) vid användning av olika skyddsgaser.

Svetstråd: S 3,5 diam 3 mm, N-halt 0,0076 %. Flux: OP 40 TT.

Sträckenergi: 21 kJ/cm.

Skyddsgas karaktäristik	"N-högt" material H 39 N=,012 % Al=,044 %, Nb=,030 %	"N-lågt" material H 26 N=,006 % Al=,005 %, Nb=,021 %
med "låda" Ar-spolning	0,010	0,008
" - N ₂ -spolning	0,010	0,009
" - luftspolning	0,010	0,009
fritt i luft	0,009	0,005



Fig 11 - Försöksanordning för studium av kväveupptagning i samband med pulverbågsvetsning. Skyddsgasen (Ar, N₂ eller luft) blåses in under eternitlocket, som drages med svetsautomaten.

Det bör påpekas, att den kemiska analysen avseende kväve har en noggrannhet av ca $\pm 0,001$ %.

För varje serie är kvävehalten i blandsvetsgodset densamma oberoende av använd skyddsgas. För det kvävehöga materialet H 39 är kvävenivån ca $0,001$ % högre än för det kvävelåga H 26.

Under dessa svetsbetingelser har alltså ingen kväveupptagning ur luften kunnat konstateras. Det kväve, som finns i blandsvetsgodset härrör från svetstråd och basmaterial.

Bestämning av deformationsåldringsskänsligheten i svetsförband.

Med den tidigare angivna provningsmetodiken har deformationsåldringsskänsligheten studerats i pulverbågs svetsade förband på de stål, som anges i tabell 1. Det har alltså gällt CMn-stål med och utan stabiliseringselement (finkornbildare). I samtliga stål har svetsning utförts som påsvets. I det aluminiumstabiliserade stålet har dessutom gjorts ett förband med flera strängar (försök H 14).

Svetsdata samt kemisk analys i svetsgods avseende några för deformationsåldringsskänsligheten väsentliga element redovisas i tabell 4.

Tabell 4 - Svetsdata och kemisk analys i blandsvetsgods.

Material		Dim mm	Svetsdata				Ant strg	Kem analys %x10 ⁻³				Fig nr
nr	karakteristik		strömstyrka amp	spännvoltage	svets-hast cm/min	sträck-energi kJ/cm		N ₁	Al ₁	Nb	V	
H28	V-stab	22	650	40	75	21	1	10	2	-	20	12 a, b
H26	Nb-stab	25	700	40	81	21	1	6	5	16	-	13 a, b
H39	Nb+Al "	20	700	40	81	21	1	12 14	2	23 22	-	7 a, b
H24	Si-tät	22	650	40	75	21	1	7	5	-	-	14 a, b
H13	Al-stab	20	700	33	66,5	21	1	8 8	5	-	-	15 a, b
H14 ¹⁾	"	20	400	28	100	7	22	12	12	-	-	16 a, b

- 1) H14 är samma material som H13, dvs Al-finkornstål. I detta fall har svetsningen utförts med 22 strängar, 20 från översidan och 2 från undersidan. Fogberedningen har varit 60° Y-fog med 3 mm rätkant. Materialet har efter varje svetssträng fått svalna till "handvärme".

Uttagning av provstycken, beredning och provning har utförts på samma sätt som angivits i beskrivningen för deformationsåldringsprovet. I denna provserie har dock delning och preparering skett sedan provstyckena kylts ned. Enligt diskussionen av provet har detta varit onödigt.

Förutom på själva svetsförbanden har motsvarande provning genomförts även på grundmaterialen. Eftersom den press i vilken proven stukats endast hade en stukkraft av 75 Mp har proven i de flesta fall måst kapas ut så, att endast den ena värmepåverkade zonen kommit med. Stukningsgraden har genomgående varit 15 %. Hårdhetsmätningarna enligt Vickers med belastningen 1 kp har utförts i en apparat av typ dia-testor (fabrikat Wolpert). Avläsningarna av diagonallängderna har skett på projektionsskiva, där förstoringen varit 140 ggr. Hårdhetsmätt sträcka i grundmaterialet har varit 6 mm, i värmepåverkade zonen 17-18 mm och i blandsvetsgodset 13 mm (i mångsvetsförbandet H 14 dock 20 mm). Intrycken har i de färdigmätta proven varit på ett avstånd av 0,2 mm från varandra. Det har i mikroskop nogga kontrollerats, att intrycken inte påverkat varandra. I samtliga svetsförband (alltså ej i grundmaterialen) har hårdhetsmätningsserier utförts på såväl stukade som ostukade prover. Det har ansetts väsentligt att ta med ostukade prov för att kunna konstatera, om endast åldringsvärmningen inverkar på hårdheten hos de olika stål-

varianterna. Åldring har skett vid 60°C 3 dygn samt ytterligare vid 200°C 1 dygn.

Resultaten redovisas i diagramform i fig 7 och 12-16. Här är genomgående delfigur a ostukat prov och delfigur b stukat. På de horisontella axlarna anges läget i förbanden. Här är noll-punktens läge något osäkert. Det skall ungefärligen motsvara yttre gränsen för den strukturlåskade zonen. Eftersom stukat och ostukat prov har mätts på olika snitt, motsvarar noll-punkterna inte med säkerhet exakt samma läge i varje "provpar".

För de i detta hänseende intressanta partierna grundmaterial (GM), värmeåskad zon (HAZ) och blandsvetsgods (SV) har hårdhetsökningarna för de olika åldringsbehandlingarna hos ostukade och stukade prov beräknats. Värdena är sammanställda i tabell 5.

Den värmeåskad zonen har vid beräkningarna av dessa medelvärden börjat ungefär vid gränsen till strukturlåskad zon och sträckt sig ut till en punkt, där maximitemperaturen varit ca $225-275^{\circ}\text{C}$. Som blandsvetsgods har räknats ungefärligen partierna mellan linjerna motsvarande övergången från grovkorn - till finkornzon på ömse sidor om svetsen. Den strukturlåskad zonen har inte i deformationsåldringshänseende kunnat renodlas i något medelvärde.

Det bör påpekas, att standardavvikelserna är stora p g a olikheterna

Tabell 5 - Sammanställning av medelvärden från hårdhetsmätningar samt ändringar i hårdhet vid deformationsåldring. GM = grundmaterial, HAZ = värmepåverkad zon och SV = blandsvetsgods. Inom parentes hårdhetsmätt sträcka.

Material ¹⁾ nr Karak- teris- tik	Def %	Hårdhet H _V (medelvärde)										Deformationsåldring												Hårdhets- ökn gm stuckn 15%		
		GM (6 mm)		HAZ (7 mm)		SV (13 mm)		åldrat 60° 200°		60°		okorr Δ H _V 2)		200°		60°		okorr Δ H _V 3)								
		åldrat 60° 200°		åldrat 60° 200°		GM														HAZ		SV				GM
		GM	åldrat 60°	HAZ	åldrat 60°	SV	GM	åldrat 60°	HAZ	åldrat 60°	SV	GM	åldrat 60°	HAZ	åldrat 60°	SV	GM	åldrat 60°	HAZ	åldrat 60°	SV	GM	åldrat 60°	HAZ	åldrat 60°	SV
		H 28	V	0 15				144 178	173	200	212 200	211 279		220 279			3 -5	-1 9			7 21	8 37		0 10	14 29	40 30
H 26	Nb	0 15				148 203	205	222	211 222	208 268		212 268			-2 4	-3 12			2 18	1 42		6 15	16 41	37 15		
H 39	Nb+Al	0 15				144 199	204	217	208 217	213 263		213 263			2 5	3 12			2 14	5 35		1 9	12 30	41 20		
H 24	Si	0 15				138 187	204	203	192 223	193 256		193 256			2 17	1 10			3 19	1 33		9 21	16 28	46 31		
H 13	Al	0 15				156 199	202	212	217 224	214 249		214 249			-3 -1	-9 12			1 11	-3 25		2 21	10 28	31 7		
H 14	Al	0 15				148 199	202	212	201 230	190 258		190 258			1 -2	0 16			5 7	-11 28		16 2	39 46	29		

1) Endast H 14 svetsat med 20 + 2 strängar, samtliga övriga 1 sträng

2) Okorr $\Delta H_V = H_V(\text{åldrat}) - H_V(\text{ofåldrat})$

3) Korr $\Delta H_V = \Delta H_V(\text{stukat}) - \Delta H_V(\text{ostukat})$

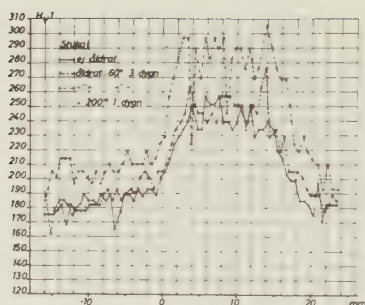
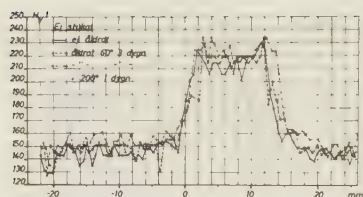


Fig 12 a) ej stukat prov

b) 15 % stukat prov

Material H 28 (V-stabiliserat)

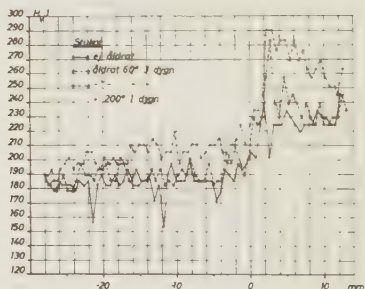
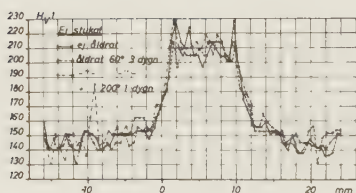


Fig 13 a) ej stukat prov

b) 15 % stukat prov

Material H 26 (Nb-stabiliserat)

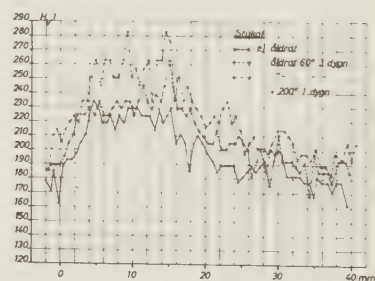
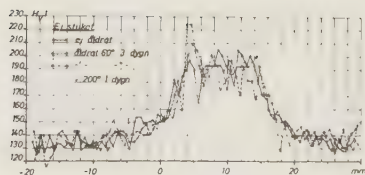


Fig 14 a) ej stukat prov

b) 15 % stukat prov

Material H 24 (Si-tätat, ostabiliserat)

Fig 12-14 Sammanfattningsdiagram av hårdhetsvärden (H_v 1 kp)
i oåldrat resp åldrat tillstånd

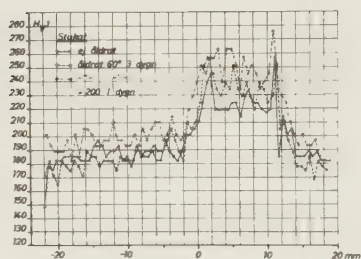
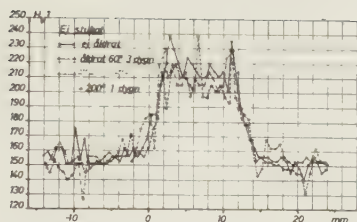


Fig 15 a) ej stukat prov

b) 15 % stukat prov

Material H 13 (Al-stabiliserat)

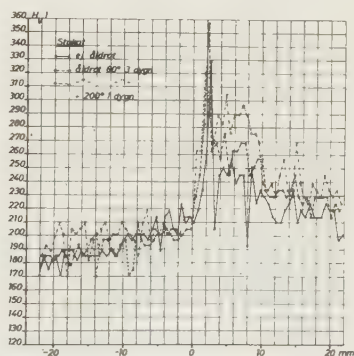
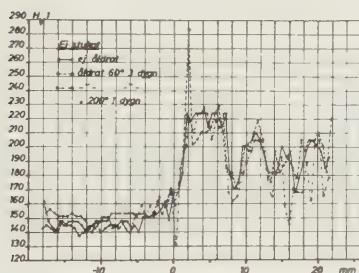


Fig 16 a) ej stukat prov

b) 15 % stukat prov

Material H 14 (Al-stabiliserat, samma som H 13
20 + 2 strängar)

Fig 15 och 16 Sammanfattningsdiagram av hårdhetsvärden (H_v 1 kp)
i oåldrat resp åldrat tillstånd. H 13 1 sträng,
H 14 20 + 2 strängar.

i hårdhet hos strukturbeståndsdelarna ferrit och cementit (perlit).

I de två försöken på det aluminiumstabiliserade stålet (försök H 13 och H 14) har noggranna kemiska analyser avseende totalkväve och aluminiumnitridbundet kväve utförts. Dessa bestämningar har gjorts på fyra olika lägen i förbanden. Resultaten sammanfattas i tabell 6.

Tabell 6 - Kemisk analys avseende N_{tot} och N i AlN på fyra lägen i svetsförbanden. H 13 (en-strängsförband) och H 14 (förband med 20 + 2 strängar). Material H 13 och 14 är Al-stabiliserat CMn-stål.

Följande lägen ingår: 1) 0 mm 2) 10 mm 3) 22 mm 4) 120 mm från svetsens centrumlinje. Analysproven har genomgående uttagits på halva plåttjockleken.

För-sök	Ant strg	Kvävehalt i tusendels %											
		läge 1			läge 2			läge 3			läge 4		
		N_{tot}	N i AlN	N_{in}	N_{tot}	N i AlN	N_{in}	N_{tot}	N i AlN	N_{in}	N_{tot}	N i AlN	N_{in}
H 13	1	63,68	44,53	19,15	75,78	61,81	14,-3	73,70	25,67	48, 3	67	61	6
H 14	20+2	112,82	14,14	98,68	71,68	74,60	-3, 8	73,82	60,46	13,36	63	61	2

N_{tot} avser total kvävehalt, N i AlN avser kväve enligt ester-halogen-metoden och N_{in} avser interstitiellt kväve framkommer som $N_{\text{tot}} - N_{\text{i AlN}}$.

Diskussion av resultaten

Kemiska analyser i svets och svetsförband

Kvävehalterna i blandsvetsgodset (tabell 4) överensstämmer väl med motsvarande halter i grundmaterialen (tabell 1). Noggrannheten i analyseringen är, som tidigare nämnts, endast $\pm 10^{-3}$ %. Svetstrådens kvävehalt har varit 0,008 % (tabell 2). Vid påsvets blir naturligtvis inlegeringen från grundmaterialet hög p g a den kraftiga insmältningen (se nedan beträffande V och Nb). Vid de speciella försök, som genomförts för att studera upptagningen av kväve från luften under samma svetsbetingelser som vid svetsningarna för deformationsåldringsstudierna, kunde inte heller konstateras någon extra kväveupptagning.

Genomgående har aluminiumhalterna i blandsvetsgoods blivit mycket låga. Detta är vad man kan förvänta sig. Aluminium har så hög affinitet till syre, att det nästan fullständigt oxideras bort under svetsningen.

V och Nb har båda relativt låg affinitet till syre. (V- resp Nb-stål kan tillverkas halvtätade.) Ca 30 % av V-halten i grundmaterialet återfinns i blandsvetsgodset. För Nb är denna siffra mellan 70-75 %. Denna inlegering av mikrolegeringsselement i blandsvetsgoods, som är betydelsefull ur seghetssynpunkt, finns rapporterad i litteraturen (41).

Inga kisel- och mangananalyser har utförts. Man kan dock förutsätta, att dessa halter inte varierar mellan svetsarna, eftersom grundmaterialen har ganska lika basanalyser.

I tabell 6 redovisades noggranna analyser avseende totalkväve och kväve bundet i aluminiumnitrid, samt därur beräknade halter interstitiellt kväve. Noggrannheten i den sistnämnda halten är som bäst $2-3 \times 10^{-3} \%$. Det kan på en gång konstateras, att värdena i svets på ensträngsförbandet H 13 är fel. Analysspånorna har tagits ut på halva plåttjockleken. Tydligt har svetsen på detta ställe ej trängt så djupt ned. Värdena representerar då istället någon del i värmepåverkad zon. Variationerna i analyserade och beräknade halter är stora inom varje mätpunkt. I grundmaterialet har mycket fullständig stabilisering erhållits. Någon gradering kan inte göras mellan de två olika svetsförbanden beträffande läge 2 och 3 (10-22 mm från svetsens centrumlinje). I varje fall finns här som väntat fritt kväve.

Undersökning av stålen med det speciellt utvecklade deformationsåldringsprovet

Utgångspunkten för diskussionen är de uppmätta hårdhetsökningar, som uppstått i samband med åldringsbehandlingarna. I tabell 7 sammanställs de korrigerade hårdhetsdifferenserna, dvs de värden som erhållits, sedan motsvarande hårdhetsdifferenser för ostukade prov subtraherats.

Tabell 7 - Hårdhetsökningar vid deformationsåldring. Förstukning 15 %. För värmepåverkad zon (HAZ) och blandsvetsgods har värdena korrigerats med motsvarande värden för ostukade prov. (Grundmaterialet (GM) avser okorr. värden, eftersom här inga ostukade prov ingått i undersökningen.)

Stålkarakterisering	Ant strg	Hårdhetsökning H_v korr					
		GM		HAZ		SVETS	
		60°	200°	60°	200°	60°	200°
V	1	-5	22	0	14	10	29
Nb	1	2	19	6	16	15	41
Nb + Al	1	5	18	1	12	9	30
Si	1	<u>17</u>	16	<u>2</u>	16	9	32
Al	1	3	13	2	10	21	28
Al	22	3	13	-3	<u>2</u>	16	39

Vid bedömning av medelvärdena bör naturligtvis även hänsyn tas till standardavvikelse och provstorlek. Tillvägagångssättet är då att genom hypotesprövning testa, om de olika stickproven sinsemellan med viss grad av sannolikhet (signifikans) kan tänkas ingå i samma eller olika populationer. Om hårdhetsdifferenserna beräknas som skillnaden mellan närliggande värden i mätserierna blir de med god approximation normalfördelade. Vid hypotesprövning bör då F-testning vara den lämpligaste metoden (42).

Eftersom mätvärdena har olika standardavvikelser och bygger på olika observationsantal har det stött på stora svårigheter, att invändningsfritt göra en dylik bedömning på strikt statistisk bas. Tabell 8 återger hur standardavvikelser och antalet observationer varierar för medelvärdena i hårdhetsdifferenserna hos de olika delarna i förbanden.

Tabell 8 - Variation i standardavvikelse och observationsantal hos hårdhetsmedelvärdena.

Del i förband	Standardavvikelse $\pm$ 6	Antal observationer n
grundmaterial (GM)	5 - 11	8 - 10
värmepåverkad zon (HAZ)	5 - 12	27 - 72
blandsvetsgods (SV)	8 - 16	16 - 25

En förenklad testning, som bygger på sammanslagning av medelvärdena i större grupper med sammanvägda varianser indikerar, att den enkla subjektiva bedömning av medelvärdena i tabell 7, som ligger till grund för efterföljande diskussion är helt acceptabel.

Vid studium av de enskilda värdena kolumnvis i tabell 7 är det de två hårdhetsdifferenserna (understrukna) för det Si-tätade stålet vid 60°-åldringarna för grundmaterial (GM) och värmepåverkad zon (HAZ), som markant avviker från de övriga. Vidare tycks värdet för Al-stabiliserade stålet i flerstängssvetsen vid 200°-åldringen avseende värmepåverkade zonen (HAZ) vara väsentligt lägre än för de övriga stählen. Inom varje kolumn för övriga åldringsbehandlingar är värdena ungefär lika. I tabell 9 sammanförs värdena i två stålgrupper, det Si-tätade stålet i den ena och samtliga stabiliserade i den andra. Grundmaterial (GM) och värmepåverkad zon (HAZ) har vidare sammanförts till en zon, eftersom motsvarande värden här inbördes är ungefär lika.

Tabell 9 - Sammanställning av medelvärden för hårdhetsundersökningarna för stab. (V, Nb, Nb+Al och Al) och ostab. (Si-tätat) stål. En sträng.

Ståltyp	GM + HAZ		SVETS	
	60°	200°	60°	200°
kvävestabiliserade	2	16	13	32
ej stabiliserat	13	16		

Värdena i tabellen avser endast svetsförband med en sträng.

Olikheterna i åldringsbeteende mellan de olika stålen betingas främst av eventuella stabiliseringselement.

Vid 60^o-åldringen sker ren kväve-åldring, vid 200^o-åldringen tillkommer även kol som åldrande element. Det kan vidare förutsättas, att en ökad "utfällning" av interstitialer i anslutning till dislokationerna förorsakar ökad hårdhet. Det bör här åter nämnas, att kväve och kol låser dislokationerna ungefär lika effektivt.

Svetsarna och delar av den strukturgeverkade zonen har ferrit i widmannstättenutbildning. Denna är relativt dislokationsrik i förhållande till övriga partier med polygonal ferrit (37). I detta sammanhang bör observeras, att stukningen 15 % medfört större hårdhetsökning i värmepåverkade zonerna än i svetsarna. I medeltal har värmepåverkade zonerna ökat i hårdhet 40 enheter mot 22 för svetsarna. Dragprov bekräftar, att deformationshårdnandet är lägre för blandsvetsgodsen.

Vid bedömningen av värdena i tabell 9 kan vi alltså utgå ifrån, att blandsvetsgodsen är dislokationsrikare än värmepåverkade zonerna. Detta kan innebära, att diffusionsvägarna är kortare i blandsvetsgodsen än i övriga partier. (Vid utpräglad cellstruktur behöver detta dock ej vara fallet.)

Under i övrigt lika förhållanden bör graden åldring bestämmas av den begränsade faktorn bland följande tre som styr förloppet: 1) "utbud av interstitiäler" 2) diffusionshastighet och diffusionsväg 3) "mot-tagardel", dvs mängd dislokationer som kan binda kväve och/eller kol samt tidsförloppet för eventuell utskiljning.

Eftersom tiden vid 60°C är så vald, att maximal hårdhet utbildas, kan i grundmaterial och värmepåverkad zon endast interstitiäler motsvarande en hårdhetsökning av 16 enheter "tas emot" av dislokationerna (hårdhetsökningen för 200° -åldringen, som för båda stålgrupperna är lika, anger detta maximivärde). I det ostabiliserade materialet är "utbudet" kväve vid 60°C tillräckligt för att detta skall uppnås.

I de stabiliserade stälen däremot finns endast interstitiäler motsvarande 2 enheter i hårdhet tillgängliga. Vid 200° -åldringen upplöses kol, som i dessa stäl då förmär låsa befintliga fria dislokationer. Detta innebär givetvis, att det i det ostabiliserade stälet även går minst lika mycket bundet kol i lösning. Här är dock redan vid 60°C tillgängliga dislokationer låsta, varför det extra "utbudet" kolinterstitiäler inte ytterligare kan påverka åldringsförloppet.

I svetsen finns en större mängd dislokationer, som kan blockeras av "utfällda" interstitiäler. Tillräckligt många finns för att maximalt binda interstitiäler motsvarande 32 enheter i hårdhetsökning. Detta är oberoende av om stälet är stabiliserat eller ej. Vid 60°C binds

ungefär lika mycket interstitiäler (kväve) som i grundmaterial och värmepåverkad zon i det ostabiliserade stålet.

"Utbudet" kväve bör inte vara begränsande faktor eftersom kvävehalterna är relativt höga och kväveåldring i ostabiliserade stål är ganska oberoende av värmebehandlingstillståndet. Den höga temperaturen och den snabba svalningen i blandsvetsgodset bör inte gynna utskiljning av nitrider i de stabiliserade stålen. Diffusionsmöjligheterna i detta dislokationsrika material kan enligt tidigare diskussion vara gynnsammare än i grundmaterial och värmepåverkad zon. Begränsningen ligger ej heller i mängd dislokationer i anslutning till vilken bindning sker. Orsaken kan vara att söka i olikheter i utskiljningsförlopp i dislokationerna vid 60° och 200°C . Eventuellt kan en elektronmikroskopisk undersökning ge en ledtråd härvidlag.

Vid 200° -åldringen tillkommer nu kol (och eventuellt ytterligare kväve), så att låsning motsvarande 32 enheter i hårdhet uppnås.

Denna analys av försöksresultaten visar, att den kraftigare åldringen i svetsgodset beror på att dislokationstätheten är högre än i grundmaterial och värmepåverkad zon. I ostabiliserade stål finns tillräckligt "utbud" av kväve för att maximal dislokationslåsnings skall erhållas i grundmaterial och yttre delar av den värmepåverkade zonen vid 60°C . Värdena från 200° -behandlingarna visar, att upplösning

av kol verksamt bidrager till utbildningen av deformationsåldring i svetsförband hos kvävestabiliserade stål.

Här har inte den strukturlåda zonen kunnat renodlas i siffervärden. Av diagrammen fig 7 och 12 - 16 framgår dock, att dessa zoner inte är mer åldringsbenägna än blandsvetsgodsen.

I det aluminiumstabiliserade stålet med 22-strängsvets erhöles ett lågt värde i värmepåverkad zon vid 200^o-åldringen. Motsvarande erhöles ej i grundmaterialet. I övriga varianter uppträdde grundmaterial och värmepåverkade zoner sinsemellan lika vid såväl 60- som 200^o-åldringarna. Kolåldringen har här blivit låg. Som framgår av tabell 5 har det låga värdet 2 för kolåldringen framkommit genom att en relativt kraftig hårdhetsökning erhöles i ostukat prov (5 enheter). Detta kan antyda, att kylåldring skett i det ostukade provet. Några säkra slutsatser från detta enda flersträngsförband får inte dras.

Ur deformationsåldringssynpunkt karakteriseras grundmaterialet bäst av värdena från 60^o-åldringen (dvs accelererad rumtemperaturåldring). Detsamma gäller för de yttre delarna av den värmepåverkade zonen. De inre delarna av denna och blandsvetsgodset, som under svetsningen varit uppe i höga temperaturer karakteriseras bäst av 200^o-åldringen. Dessa värden för de olika ståltyperna (i ensträngsförsöken) har sammanställts i diagram fig 17.

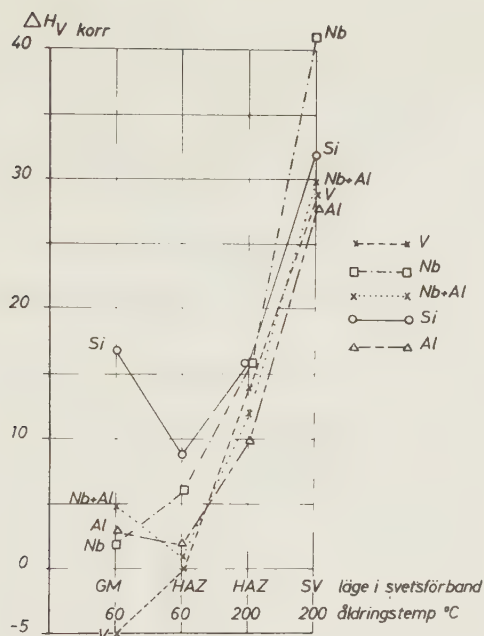


Fig 17 - Sammanställning av deformationsåldringsskänsligheten i olika delar av svetsförband för stabiliserade och ostabiliserat CMn-stål. (GM = grundmaterial, HAZ = värmepåverkad zon, SV = blandsvetsgodset. För GM har använts okorr. hårdhetsökning.)

Som framgår av detta diagram är olikheterna i deformationsåldringshänseende i blandsvetsgodsen mycket små. Känsligheten för åldring är här stor. Detsamma gäller för angränsande delar av värmepåverkade zonerna. I grundmaterialet och de yttre delarna av värmepåverkade zonerna avviker det ostabiliserade stålet ofördelaktigt. De stabiliserade stählen skiljer sig obetydligt inbördes.

I svetsförbandens centrala delar (svets och närliggande delar av värmepåverkad zon) är kolåldring väsentlig.

Nb och V kan tydligen inte minska kväveåldringen (60° -åldring) i blandsvetsgodsen, trots att inlegerade halter är betydande. Avkylningshastigheten har tydligen varit för hög, för att nitridbildning skall kunna ske.

Det förtjänar återigen påpekas, att provningarna endast avser känslighet för deformationsåldring. Utbildningen av deformation i svetsförband är ett komplicerat problem och har inte ingått i denna undersökning. Deformationerna är till sin storlek bl a beroende av strängantal, svetsföljd (43), svetsdata, materialdimension och inspänningsförhållanden. Åldringsförloppet får i praktiken karaktären av dynamisk åldring, dvs åldring sker samtidigt, som deformation utbildas. Vid denna typ av åldring blir förändringarna i materialegenskaper än mer utpräglade (2).

Deformationsåldringsförsprödning

De förändringar i svetsförband i anslutning till deformationsåldring som har störst teknisk betydelse är naturligtvis eventuell försprödning. I praktiken provas svetsförband avseende seghet ofta så, att slagsegheten mätes med t ex charpy-V provstavar, där anvisningarna placeras på varierande avstånd från smältgränsen. Vid dylika prov-

ningar har områden eller zoner med nedsatt seghet kunnat lokaliseras. I dessa fall är dock den uppmätta segheten eller omslagstemperaturen beroende av en mängd faktorer som struktur, kornstorlek, ev utskiljningar, zonernas geometri, anlöpningseffekter, deformationsåldring osv. Det är i aktuella svetsförband svårt att renodla effekten av varje faktor. En framkomlig väg kan vara simuleringsförsök.

Undersökningar beträffande deformationsåldringsförsprödning (mätt t ex som ökning i omslagstemperatur vid charpy-V slagprovning) visar, att effekten utvecklas successivt under åldringens alla skeden, även då överåldring inträder för andra åldringskriterier. Vid rumstemperaturåldring går förloppet mycket långsamt (44). Det följer i varje fall vid tider upp till 7 månader samma kinetiska lag (45), som anses beskriva vanlig deformationsåldring. (Cottrell-Harper's utskiljningslag).

Graden försprödning ökar med halten fritt kväve. Det bör påpekas, att ökningen i omslagstemperatur orsakad av fördeformationen (som standardmässigt ofta är 10 %) ofta är större än den vidare ökning, som sker genom själva åldringsförloppet under rimliga tider.

Vid förhöjd åldringstemperatur 200-250°C blir förhållandena annorlunda. Deformationsåldringsförsprödningen blir kraftigare och går snabbare. Ökningen är kraftigare än för andra hållfasthetskriterier.

Vidare inverkar stålsammansättningen mindre; det gäller speciellt då N-halten. Detta kan antyda, att interstitiellt kol får ökat inflytande. Baird (3) har i sin kritiska litteraturgranskning sammanställt en tabell över ökningar i omslagstemperatur hos olika vanliga konstruktionsstål fördeformerade ca 10 % och åldrade vid 250°C . Ökningen i omslagstemperatur ligger för huvudparten stål mellan $40-70^{\circ}\text{C}$.

Det refererade mönstret för försprödning vid låg resp hög åldringstemperatur har vissa likheter med resultaten från deformationsåldringsprovningsen, som renodlats i fig 17. I svets och närliggande delar av den värmepåverkade zonen där temperaturen varit hög (åldringstemperatur 200°C) skiljer sig stålen förvånansvärt litet från varandra i åldringsavseende. I de yttre delarna och grundmaterialet, där 60° -åldring använts, påverkar fria N-halten förloppet, som ju framgår av att det ostabiliserade stålet är åldringskänsligare än de N-stabiliserade.

Det finns föga säkert underlag för att kunna överföra resultaten från den genomförda deformationsåldringsprovningsen till grad av försprödning.

När det gäller utskiljningshärdning hos finkornstål av CMn-typ har man empiriskt konstaterat, att en ökning i sträckgräns av 1 kp/mm^2 , ökar

omslagstemperaturen vid charpy-V av $2-3^{\circ}\text{C}$ (46). Om man antar, att brottgränsen är 30 % av hårdheten (detta gäller inte med säkerhet i detta fall, eftersom hårdheten mätts på kraftigt kalldeformerade prov) och att sträckgränsen är 65-80 % av brottgränsen (den högre siffran avser finkornstål (28)) innebär en hårdhetsökning av 10 enheter en ökning i omslagstemperatur av ca $5-6^{\circ}\text{C}$. I här undersökta förband skulle detta innebära en försprödning motsvarande $10-20^{\circ}\text{C}$. Om de tidigare refererade ökningarna i omslagstemperatur på $40-70^{\circ}\text{C}$ korrigeras med den försprödning, som enbart den 10-procentiga fördeformationen kan framkalla, och som är av storleksordningen $30-40^{\circ}\text{C}$ (44), blir överensstämmelsen förvånansvärt god.

Detta får dock inte tydas som att det vore rätt att beräkna försprödningen från hårdhetsökningen vid deformationsåldring på detta sätt.

Uppskattningen får endast ses som ett ingenjörsmässigt försök att få ett begrepp om vad den uppmätta åldringen innebär storleksmässigt på segheten.

Slutledning

Den termomekaniska behandling som en svets med omgivande material genomlöper skapar förutsättningar för deformationsåldring. Detta medför en tidsberoende förändring i svetsförbandets egenskaper. Speciellt betydelsefull är den försämring i seghet som kan uppstå.

Känsligheten för deformationsåldring hos olika delar i svetsförband i en serie moderna svetskonstruktionsstål har kartlagts med ett för ändamålet speciellt utvecklat provningsförfarande.

Det har sålunda konstaterats att känsligheten för deformationsåldring är stor i blandsvetsgods och angränsande delar av värmepåverkade zonen oberoende av stabiliseringsgrad och val av stabiliserings-element i grundmaterialet. Kolåldringen är här kraftigare än vad som vanligen anges. I de yttre delarna av värmepåverkade zonen och i grundmaterial skiljer sig stabiliserade stål fördelaktigt från icke stabiliserade.

En kvalitativ uppskattning av seghetsförändringarna vid deformationsåldring kan erhållas ur de uppmätta hårdhetsdifferenserna vid provningen med hjälp av i litteraturen publicerade empiriska samband. Provningsmetoden kan i viss mån differentiera typen åldring (kol- resp kväveåldring) och gradera deformationsåldringskänsligheten i förbandens olika delar. Den utgör ett värdefullt komplement till

mätmetoder använda inom svetsforskningen och bör vara väl lämpad
som standardmetod.

Referenser

1. N E Hannerz. Intern delrapport SEGA (Stora-Esab-Gränges)
LM 20/1973.
2. J D Baird. Strain aging of steel - a critical review. Iron & Steel
36(1963) s 186-192, 326-334, 368-374, 400-405, 450-457.
3. J D Baird. The effects of strain-ageing due to interstitial
solutes on the mechanical properties of metals. Metallurgical
Review 149(1971) s 1-18.
4. E Stolte, W Heller. Stand der Kenntnisse über die Alterung von
Stählen. I. Grundlagen. Stahl und Eisen 90(1970) s 861-868.
5. W Heller, E Stolte. Stand der Kenntnisse über die Alterung von
Stählen. II. Auswirkung der Alterung bei Stählen. Stahl und
Eisen 90(1970) s 909-916.
6. E O Hall. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. Macmillan
1970.
7. S Bergh. Influence of carbon content on strain ageing in
annealed rimming deep-drawing steels at different low nitrogen
contents. Jernkont. Annaler 150(1966) s 249-273.
8. J R Low Jnr, M Gensamer. Aging and yield point in steel. Trans.
Am. Inst. Min. Met. Engrs 158(1944) s 207-249.
9. D V Wilson, B Russell. The contribution of atmosphere locking
to the strain-ageing of low carbon steels. Acta Metallurg.
8(1960) s 36-45.
10. D V Wilson, B Russell. The contribution of precipitation to
strain ageing in low carbon steels. Acta Metallurg. 8(1960)
s 468-479.

11. W Wepner. Der gegenwärtige Stand der Forschung über die Alterung weicher Stähle. Arch. Eisenhüttenw. 26(1955) s 71-98.
12. S Bergh. Interna undersökningar Domnarvets Jernverk. FC 601 1960 s 23-25.
13. Å Josefsson, E Kula. Bestämning av i alfa-järn löst kväve och kol medelst dämpningsmätning, tillämpad på mjukt stål av normal renhetsgrad. Jernkont. Annaler 136(1952) s 63-73.
14. W S Carswell. Investigation of strain ageing of quench-aged α -iron containing nitrogen, using internal-friction technique. Acta Metallurg. 9(1961) s 670-677.
15. B B Hundy. Accelerated strain ageing of mild steel. Jnl Iron Steel Inst. 178(1954) s 34-38.
16. W R Thomas, G M Leak. The strain ageing of alpha iron. Jnl Iron Steel Inst. 180(1955) s 155-161.
17. C A Wert. Solid solubility of cementite in alpha iron. Trans. Am. Inst. Min. Met. Engrs 188(1950) s 1242-1244.
18. B B Hundy. The strain-age hardening of mild steel. Metallurgia 53(1956) s 203-211.
19. S Bergh. Interna undersökningar Domnarvets Jernverk. FC 601 1960 s 31-34.
20. C A Edwards, H N Jones, B Walters. A study of "strain-age-hardening" of mild steel. Jnl Iron Steel Inst. 139(1939) s 341P-385P.
21. A M Adair, R E Hook. The appearance and return of a hydrogen yield point in iron. (letter to the editor) Acta Metallurg. 10(1962) s 741-745.

22. D V Wilson. Effects of plastic deformation on carbide precipitation in steel. *Acta Metallurg.* 5(1957) s 293-302.
23. J L Peterson. Strain age hardening in hypoeutectoid steels. *Trans. Am. Soc. Metals* 56(1963) s 304-317.
24. W C Leslie. Nitrogen in Ferritic Steels - A Critical Survey of the Literature. *Am. Iron Steel Inst.* 1959.
25. G M Leak. *Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No 68*, 1960, s 270-294.
26. J M Arrowsmith. A new silicon nitride phase in commercial silicon killed steels. *Jnl Iron Steel Inst.* 201(1963) s 699-701.
27. T Gladman, F B Pickering. Effect of manganese on the precipitation of nitrogen from ferrite. *Jnl Iron Steel Inst.* 203(1965) s 1212-1217.
28. S Bergh, G Westerberg. Finkornstål - en översikt av mekanismer, egenskaper och användningsområden. *Jernkont. Annaler* 155(1971) s 671-700.
29. W C Leslie, R L Rickett, C L Dotson, C S Walton. Solution and precipitation of aluminum nitride in relation to the structure of low carbon steels. *Trans. Am. Soc. Metals* 46(1954) s 1470-1499.
30. W B Morrison. The influence of small niobium additions on the properties of carbon-manganese steels. *Jnl Iron Steel Inst.* 201(1963) s 317-325.
31. G den Ouden. Internal friction: a method to determine the amount of interstitially dissolved nitrogen and carbon in ferritic steel and weld metal. *Phil. Weld. Reporter* 1972/73, s 16-18.

32. G den Ouden. Internal friction and ductility in the heat-affected zone. Phil. Weld. Reporter 1972/73, s 19-20, 23.
33. H F Beeghly. Determination of aluminium nitride nitrogen in steel. Anal. Chem. 21(1949) s 1513-1519.
34. D H Svedung. Determination of aluminium nitride in steel. Jernkont. Annaler 155(1971) s 295-297.
35. Sveriges Standardiseringskommission. SIS 11 25 16, utgåva 3, 1970.
36. J J W Nibbering. Fracture Mechanics and Fracture Control for Ships. Netherlands Inst. of Welding. Report No 178S. 1973.
37. A Saarinen, K Relander. Synpunkter på mikrostrukturen och dess egenskaper hos värmepåverkade zoner i svetskonstruktionsstål. Svetsen 28(1969) s 75-90.
38. T Kobayashi, T Kuwana, Y Kikuchi. Effect of welding atmospheres and welding polarity on the nitrogen content of weld metals. Jnl Jap. Weld. Soc. 40(1971) s 57-67.
39. K Höschel. Mechanismus der Stickstoffaufnahme beim Lichtbogen-schweissen von Stahl. Schweisstech. 20(1970) s 102-104.
40. W Rädker. Die Rolle des Stickstoffes beim Schweissen. Schweissen und Schneiden 20(1968) s 105-113.
41. G Kullberg. Some aspects of the influence of low and high heat inputs in welding of steels. Welding in the World 10(1972) s 148-158.
42. H Cramér. Sannolikhetenskalkylen och några av dess användningar. 3:e uppl. 1956.

43. B S Kasatkin, A K Tsaryuk, V V Volkov. Longitudinal deformation of heat affected zone during the multi-pass welding of silicon iron plate. Avt. Svarka 22(1969) s 31-34.
44. W Hussmann, A Krisch. Einfluss kleiner Kaltverformungsbeträge und unterschiedlicher Alterungsbehandlungen auf die Kerbschlagzähigkeit allgemeiner Baustähle. Arch. Eisenhüttenw. 43(1972) s 613-618.
45. W Hussmann, A Krisch. Nachweis der natürlichen Verformungsalterung von Stahl mit dem Kerbschlagversuch. Arch. Eisenhüttenw. 43(1972) s 619-622.
46. K J Irvine, F B Pickering, T Gladman. Grain-refined C-Mn Steels. Jnl Iron Steel Inst. 205(1967) s 161-182.

